

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2000-204447

(43)Date of publication of application : 25.07.2000

(51)Int.Cl. C22C 38/00
C22C 38/52
C22C 38/54
F01D 5/28

(21)Application number : 11-002587

(71)Applicant : HITACHI LTD

(22)Date of filing : 08.01.1999

(72)Inventor : HIDAKA KISHIO
ARAI MASAHICO
NAKAMURA SHIGEYOSHI
HIRAGA MAKOTO
ONODA TAKESHI

(54) HIGH STRENGTH MARTENSITIC STEEL, TURBINE DISK FOR GAS TURBINE USING THE SAME, GAS TURBINE FOR POWER GENERATION AND COMBINED POWER GENERATING SYSTEM

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a turbine excellent in high temp. strength using steel in this invention and suitable for high efficiency power generation by specifying the contents of C, Si, Mn, Ni, Cr, Mo, V, Nb, Co and N in the steel compsn. and specifying creep rupture strength therein.

SOLUTION: The compsn. of martensitic steel for a turbine disk is composed of, by weight, 0.05 to 0.20% C, $\leq 0.5\%$ Si, $\leq 0.6\%$ Mn, 0.5 to 4.0% Ni, 8 to 13% Cr, $\leq 4\%$ Mo, 0.1 to 0.4% V, 0.06 to 0.25% Nb, and the balance substantial Fe. Moreover, the creep rupture strength at 450° C for hundred thousand times is ≥ 50 kg/mm², and, to this creep rupture strength, the creep rupture strength at 500° C for hundred thousand times is controlled to $\geq 70\%$ thereof. When this martensitic steel is adopted to a turbine disk for a gas turbine of about 1400 to 1650° C nozzle inlet temp., a high efficiency turbine of $\geq 37\%$ by an LHV display can be obtd.

LEGAL STATUS

[Date of request for examination] 26.02.2003

[Date of sending the examiner's decision of rejection] 17.08.2004

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

(19)日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開2000-204447

(P2000-204447A)

(43)公開日 平成12年7月25日(2000.7.25)

| (51)Int.Cl. | 識別記号 | F I | テマコード(参考) |
|---------------|-------|---------------|-------------------|
| C 2 2 C 38/00 | 3 0 2 | C 2 2 C 38/00 | 3 0 2 Z 3 G 0 0 2 |
| 38/52 | | 38/52 | |
| 38/54 | | 38/54 | |
| F 0 1 D 5/28 | | F 0 1 D 5/28 | |

審査請求 未請求 請求項の数9 OL (全 33 頁)

(21)出願番号 特願平11-2587

(22)出願日 平成11年1月8日(1999.1.8)

(71)出願人 000005108

株式会社日立製作所

東京都千代田区神田駿河台四丁目6番地

(72)発明者 日▲高▼ 貴志夫

茨城県日立市大みか町七丁目1番1号 株

式会社日立製作所日立研究所内

(72)発明者 新井 将彦

茨城県日立市大みか町七丁目1番1号 株

式会社日立製作所日立研究所内

(74)代理人 100068504

弁理士 小川 勝男

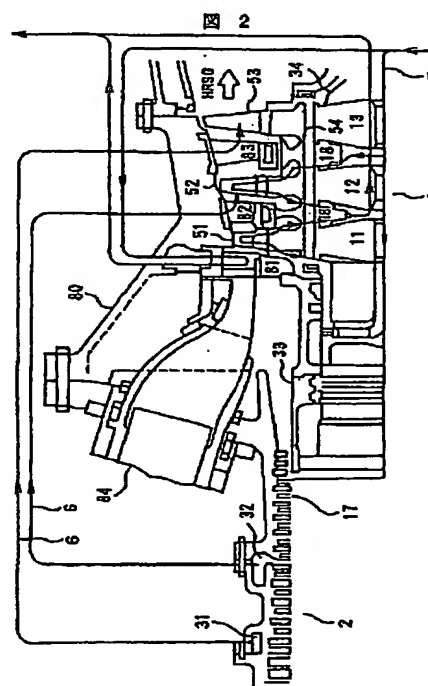
最終頁に続く

(54)【発明の名称】 高強度マルテンサイト鋼とそれを用いたガスタービン用タービンディスク及び発電用ガスタービン並びにコンバインド発電システム

(57)【要約】

【課題】本発明の目的は、高温強度に優れたマルテンサイト鋼とそれを用いたガスタービンディスク、発電用ガスタービン及びコンバインド発電システムを提供する。

【解決手段】本発明は、C 0.05~0.20%, Si 0.5%以下, Mn 0.6%以下, Ni 0.5~4.0%, Cr 8~13%, Mo 4%以下, V 0.1~0.4%, Nb 0.06~0.25%, Co 1~5%, N 0.025~0.125% を含む高強度マルテンサイト鋼及びその用途にある。



【特許請求の範囲】

【請求項1】重量で、C 0.05～0.20%、Si 0.5%以下、Mn 0.6%以下、Ni 0.5～4.0%、Cr 8～13%、Mo 4%以下、V 0.1～0.4%、Nb 0.06～0.25%、Co 1～5%及びN 0.025～0.125%を含むマルテンサイト鋼からなり、450℃、10万時間クリープ破断強度が50kg/mm²以上であり、該クリープ破断強度に対して500℃、10万時間クリープ破断強度がその70%以上であることを特徴とする高強度マルテンサイト鋼。

【請求項2】重量で、C 0.05～0.20%、Si 0.5%以下、Mn 0.6%以下、Ni 0.5～4.0%、Cr 8～13%、Mo 4%以下、V 0.1～0.4%、Nb 0.06～0.25%、Co 1～5%、N 0.025～0.125%、酸素0.020%以下及び水素0.003%以下を有することを特徴とする高強度マルテンサイト鋼。

【請求項3】重量で、C 0.05～0.20%、Si 0.5%以下、Mn 0.6%以下、Ni 0.5～4.0%、Cr 8～13%、Mo 4%以下、W 1～5%、V 0.1～0.4%、Nb 0.06～0.25%、Co 1～5%及びN 0.025～0.125%を有し、前記(W/Mo)比が2～5であることを特徴とする高強度マルテンサイト鋼。

【請求項4】重量で、C 0.05～0.20%、Si 0.5%以下、Mn 0.6%以下、Ni 0.5～4.0%、Cr 8～13%、Mo 0.2～1.0%未満、W 1～5%、V 0.1～0.4%、Nb 0.06～0.25%、Co 1～5%及びN 0.025～0.125%を有することを特徴とする高強度マルテンサイト鋼。

【請求項5】請求項1又は2において、重量で、W 1～5%及びB 0.0005～0.01%の少なくとも一方を有することを特徴とする高強度マルテンサイト鋼。

【請求項6】請求項3において、B 0.0005～0.01重量%を有することを特徴とする高強度マルテンサイト鋼。

【請求項7】請求項1～6のいずれかに記載のマルテンサイト鋼よりなることを特徴とするガスタービン用タービンディスク。

【請求項8】圧縮機と、燃焼器と、タービンディスクに固定された3段以上のタービンブレードと、該タービンブレードに対応して設けられたタービンノズルとを備えた発電用ガスタービンにおいて、前記タービンディスクは請求項7に記載のタービンディスクによって構成される発電用ガスタービン。

【請求項9】高速で流れる燃焼ガスによって駆動されるガスタービンと、該ガスタービンの排ガスのエネルギーによって水蒸気を得る排熱回収ボイラと、高低圧一体型蒸気タービン及びガスタービンによって発電機を駆動するコンパインド発電システムにおいて、前記ガスタービンは請求項8に記載の発電用ガスタービンによって構成

されることを特徴とするコンパインド発電システム。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、タービン入り口温度が1200℃以上である新規な高効率発電用ガスタービン及びコンパインド発電システムに係り、特にそれに用いるタービンディスクとそれに用いる新規なマルテンサイト鋼に関する。

【0002】

10 【従来の技術】近年、省エネルギーの観点からガスタービンの熱効率の向上が望まれている。熱効率を向上させるにはガス温度及び圧力を上げるのが最も有効な手段であるが、ガス温度を1200℃から1650℃に高め、圧縮比を1.5付近まで高めることにより従来の1200℃以下のガスタービンに比較し約3%以上の効率向上が期待できる。

【0003】しかし、これらの高温・高圧比に伴い、より強度の高い材料が必要である。そして高温特性を最も大きく左右するクリープ破断強度が要求される。クリープ破断強度が高い構造材料としてオーステナイト鋼、Ni基合金、Co基合金、マルテンサイト鋼等が一般に知られているが、熱間加工性、切削性及び振動減衰特性等の点でNi基合金及びCo基合金は望ましくない。また、オーステナイト鋼は400～450℃付近の高温強度がそれ程高くないこと更にガスタービン全体システムから望ましくない。一方、マルテンサイト鋼は他の構成部品とのマッチングが良く、高温強度も十分である。マルテンサイト鋼として特開昭63-60262号公報、特開平5-263657号公報等が知られている。しかし、これらの材料は400～500℃で必ずしも高いクリープ破断強度は得られず、タービンディスク等としてより高温化に対するガスタービンにそのまま使用することはできない。

【0004】

【発明が解決しようとする課題】ガスタービンの高温・高圧比に対して単に強度の高い材料を用いるだけではガス温度の上昇はできない。ガスタービンの高温化には高温強度が高いことと高い靱性とを兼ね備えた耐熱鋼を用いなければならない。しかし、一般に、強度を向上させると靱性が低下する。

40 【0005】従って、マルテンサイト鋼においても両者の特性を十分に満足させることは困難である。

【0006】本発明の目的は、高温強度に優れたマルテンサイト鋼とそれを用いたガスタービンディスク、発電用ガスタービン及びそれと蒸気タービンとの組合せのコンパインド発電システムを提供するにある。

【0007】

【課題を解決するための手段】本発明は、重量で、C 0.05～0.20%、Si 0.5%以下、Mn 0.6%以下、Ni 0.5～4.0%、Cr 8～13%、Mo 4%以下、V 0.1～0.4%、Nb 0.06～0.25%及びC

0.1~5%を含むマルテンサイト鋼からなり、450℃、10万時間クリープ破断強度が50kg/mm²以上であり、該クリープ破断強度に対して500℃、10万時間クリープ破断強度がその70%以上であることを特徴とする高強度マルテンサイト鋼にある。

【0008】本発明は、重量で、C0.05~0.20%、Si0.5%以下、Mn0.6%以下、Ni0.5~4.0%、Cr8~13%、Mo4%以下、V0.1~0.4%、Nb0.06~0.25%、Co1~5%、酸素0.020%以下及び水素0.003%以下を有することを特徴とする高強度マルテンサイト鋼にある。

【0009】本発明は、重量で、C0.05~0.20%、Si0.5%以下、Mn0.6%以下、Ni0.5~4.0%、Cr8~13%、Mo4%以下、W1~5%、V0.1~0.4%、Nb0.06~0.25%及びCo1~5%を有し、前記(W/Mo)比が2~5であることを特徴とする高強度マルテンサイト鋼にある。

【0010】本発明は、重量で、C0.05~0.20%、Si0.5%以下、Mn0.6%以下、Ni0.5~4.0%、Cr8~13%、Mo0.2~1.0%未満、V0.1~0.4%、Nb0.06~0.25%及びCo1~5%を有することを特徴とする高強度マルテンサイト鋼にある。

【0011】本発明は、請求項に記載の如く、更にW1~5%及びB0.0005~0.01%の少なくとも一方を有することを特徴とする。

【0012】本発明は、請求項のいずれかに記載のマルテンサイト鋼よりなることを特徴とするガスタービン用タービンディスクにある。

【0013】本発明は、圧縮機と、燃焼器と、タービンディスクに固定された3段以上のタービンプレードと、該タービンプレードに対応して設けられたタービンノズルとを備えた発電用ガスタービンにおいて、前記タービンディスクは請求項に記載のタービンディスクによって構成される発電用ガスタービンにある。

【0014】本発明は、高速で流れる燃焼ガスによって駆動されるガスタービンと、該ガスタービンの排ガスのエネルギーによって水蒸気を得る排熱回収ボイラと、高低圧一体型蒸気タービン及びガスタービンによって発電機を駆動するコンバインド発電システムにおいて、前記ガスタービンは請求項に記載の発電用ガスタービンによって構成されることを特徴とするコンバインド発電システムにある。

【0015】本発明は、圧縮機と、燃焼器と、タービンディスクに固定された3段以上のタービンプレードと、前記タービンプレードに対応して設けられた3段以上のタービンノズルとを備えた発電用ガスタービンにおいて、前記タービンディスクを前記圧縮機によって圧縮された空気によって前記タービンディスクの胴部から前記タービンプレードに渡って冷却する空気冷却システムを有

し、前記タービンディスクはマルテンサイト鋼よりなることが好ましい。

【0016】本発明は、圧縮機と、燃焼器と、タービンディスクに固定された3段以上のタービンプレードと、前記タービンプレードに対応して設けられた3段以上のタービンノズルとを備えた発電用ガスタービンにおいて、前記タービンディスクをその胴部から前記タービンプレードに渡り水蒸気によって冷却する水蒸気冷却システムを有し、前記タービンディスクはマルテンサイト鋼よりなることが好ましい。

【0017】本発明は、圧縮機と、燃焼器と、タービンディスクに固定された3段以上のタービンプレードと、前記タービンプレードに対応して設けられた3段以上のタービンノズルとを備えた発電用ガスタービンにおいて、初段タービンノズルへのガス入口温度が1200~1650℃であり、初段タービンノズル及び前記タービンディスクをその胴部から初段と第2段のタービンプレードに渡って前記圧縮機によって圧縮された空気を冷却器により冷却した空気によって冷却する空気冷却システムを有し、第2段及び第3段タービンノズルを空気によって冷却する空気冷却システムを有し、前記タービンディスクはマルテンサイト鋼よりなることが好ましい。

【0018】本発明は、圧縮機と、燃焼器と、タービンディスクに固定された3段以上のタービンプレードと、前記タービンプレードに対応して設けられた3段以上のタービンノズルとを備えた発電用ガスタービンにおいて、初段タービンノズルへのガス入口温度が1200~1650℃であり、初段タービンノズル及び前記タービンディスクをその胴部から初段と第2段のタービンプレードに渡って水蒸気によって冷却する蒸気冷却システムを有し、第2段及び第3段タービンノズルを空気によって冷却する空気冷却システムを有し、前記タービンディスクはマルテンサイト鋼よりなることが好ましい。

【0019】前述の発電用ガスタービンは、燃焼ガスのタービンノズルのガス入口温度が1200℃~1295℃に対し、前述のタービンディスク用マルテンサイト鋼は、重量で、C0.05~0.20%、Si0.15%以下、Mn1.0%以下、Ni0.50~3.0%、Cr8.0~13.0%、Mo1.0~4.0%、V0.10~0.40%及びNb0.025~0.125%を有することが好ましい。

【0020】前述のガス入口温度が、1300℃~1395℃に対し、前述のタービンディスク用マルテンサイト鋼は、重量で、C0.05~0.20%、Si0.15%以下、Mn1.0%以下、Ni0.50~3.0%、Cr8.0~13.0%、Mo1.0~4.0%、V0.10~0.40%、Nb0.01~0.20%及びNb0.025~0.125%を有することが好ましい。

【0021】前述のガス入口温度が、1400℃~1650℃に対し、請求項に記載のタービンディスク用マル

テンサイト鋼になることが好ましい。このガス温度に対するタービンディスク温度は初段で約500℃まで上昇し、それに十分耐えるものである。2段及び3段では若干温度が下がるが、450℃以上である。

【0022】本発明の請求項に記載のマルテンサイト鋼は各対応の温度に対してディスタントピース、タービンスペーサ、コンプレッサーディスクの最終段及びタービンスタッキングボルト、コンプレッサースタッキングボルトの少なくとも1つに用いることができる。

【0023】また、前述のマルテンサイト鋼はいずれのものも(Mn/Ni)比を0.11以下にすることが好ましい。前述のMn+Ni+Co量を2.0~7.0%が好ましく、Mo+0.5Wは1.0~2.0%が好ましい。Cr+6Si+4Mo+1.5W+11V+5Nb-40C-30N-2Mn-4Ni-2Coで求められるCr当量は8以下が好ましい。

【0024】本発明は、高速で流れる燃焼ガスによって駆動されるガスタービンと、該ガスタービンの排ガスのエネルギーによって水蒸気を得る排熱回収ボイラと、高低圧一体型蒸気タービン及びガスタービンによって発電機を駆動するコンバインド発電システムにおいて、前記ガスタービンは前述の発電用ガスタービンによって構成されることが好ましい。

【0025】本発明は、高低圧一体型蒸気タービン及びガスタービンによって発電機を駆動するコンバインド発電システムにおいて、前記蒸気タービンの初段ノズル入口での蒸気温度及び前記ガスタービンの初段ノズル入口でのガス温度が、A点(515℃, 1200℃), B点(538℃, 1200℃), C点(593℃, 1650℃)及びD点(557℃, 1650℃)の各点を結ぶ範囲内であり、前記ガスタービンは圧縮機と、燃焼器と、タービンディスクに固定された3段以上のタービンブレードと、前記タービンブレードに対応して設けられた3段以上のタービンノズル初段タービンノズル及び初段と第2段タービンブレードを前記圧縮機によって圧縮された空気を冷却器により冷却した空気によって冷却する空気冷却システム又は蒸気によって冷却する蒸気冷却システムを有し、第2段及び第3段タービンノズルを空気によって冷却する空気冷却システムを有することが好ましい。

【0026】本発明は高低圧一体型蒸気タービン及びガスタービンによって発電機を駆動するコンバインド発電システムにおいて、前記蒸気タービンの初段ノズル入口での蒸気温度が500℃以上、前記ガスタービンの初段ノズル入口でのガス温度が1100℃以上であり、前記ガスタービンは圧縮機と、燃焼器と、タービンディスクに固定された3段以上のタービンブレードと、前記タービンブレードに対応して設けられた3段以上のタービンノズルとを備え、前記タービンディスクは請求項に記載のマルテンサイト鋼よりなることが好ましい。

【0027】前述の高低圧一体型蒸気タービンの最終段

ブレードはその翼部長さ(インチ)×回転数(rpm)が120000以上及びマルテンサイト鋼よりなることが好ましい。本発明における前記ガスタービンの初段ブレード及び初段ノズルの少なくとも一方は、前述のガス入口温度が1400~1650℃に対し、単結晶又は前述の温度が1300~1395℃に対し柱状晶Ni基合金よりなることが好ましい。前記ガスタービンは、前述の温度1400~1650℃に対し、第2段及び第3段タービンブレードが一方凝固柱状晶Ni基合金よりなることが好ましい。前記ガスタービンは、前述の温度1400~1650℃に対し、初段タービンブレード及び初段タービンノズルが単結晶Ni基合金よりなり、第2段及び第3段タービンブレードの少なくとも一方は一方凝固柱状晶Ni基合金よりなり、第2段及び第3段タービンノズルは等軸晶Ni基合金よりなることが好ましい。

(A) ガスタービン

本発明においては、少なくともタービンディスクにマルテンサイト鋼が用いられ、他ディスタントピース、タービンスペーサ、最終段コンプレッサーディスク及びタービンスタッキングの少なくとも1つにも同様に用いることができる。そのマルテンサイト系鋼の成分範囲限定理由について説明する。

【0028】Cは高い引張強さと耐力を得るために0.05%以上が好ましい。しかし、あまりCを多くすると、高温に長時間さらされた場合に金属組織が不安定になり、10⁵hクリープ破断強度を低下させるので、0.20%以下が好ましい。最も0.07~0.15%が好ましい。より、0.10~0.14%が好ましい。

【0029】Siは脱酸剤、Mnは脱酸・脱硫剤として鋼の溶解の際に添加するものであり、少量でも効果がある。Siはδフェライト生成元素であり、多量の添加は疲労及び靱性を低下させるδフェライト生成の原因になるので0.5%以下が好ましい。なお、カーボン真空脱酸法及びエレクトロスラグ溶解法などによればSi添加の必要がなく、Si無添加がよい。特に、脆化の点から0.2%以下が好ましく、Si無添加では0.05%以下が好ましい。

【0030】Mnは加熱による脆化を促進させるので、0.6%以下が好ましい。特に、Mnは脱硫剤として有効なので、加熱脆化を生じないように0.01~0.4%が好ましい。更に0.02~0.25%が最も好ましい。また脆化防止の点からSi+Mn量を0.3%以下にするのが好ましい。

【0031】Crは耐食性と高温強度を高めるが、13%以上添加するとδフェライト組織生成の原因になる。8%より少ないと耐食性及び高温強度が不十分なので、Crは8~13%が好ましい。特に強度の点から10.5~12.5%が好ましい。Moは固溶強化及び析出強化作用によってクリープ破断強度を高めると同時に脆化防止効果がある。高いクリープ破断強度を得るには4.

0%以下が好ましい。4.0%を超えるとδフェライト生成原因になる。Mo量はW量との関係によって定められ、Wを含まない場合には1.5~2.5%が好ましい。更に、MoはNi量が2.1%を超える含有量のと きMo量が多いほどクリープ破断強度を高める効果があり、特にMo 2.0%以上での効果が大きい。更に、後述するWを含むときは0.2~1.0%未満好ましくは0.3~0.7%とするものである。

【0032】V及びNbは炭化物を析出し高温強度を高めると同時に靱性向上効果があるので、V 0.1%以上、Nb 0.01%以上が好ましく、V 0.4%, Nb 0.2%以上ではδフェライト生成の原因となると共にクリープ破断強度が低下する傾向を示し、好ましくない。特にV 0.15~0.25%, Nb 0.04~0.10%が好ましい。Nbの代わりにTaを全く同様に添加でき、複合添加することができる。

【0033】Niは高温長時間加熱後の靱性を高め、かつδフェライト生成の防止効果があるので、0.5%以上が好ましく、3%以上では長時間クリープ破断強度を低下させるので好ましくない。特に2.0~3.0%が好ましい。より好ましくは2.5%を超える量である。

【0034】Niは加熱脆化防止に効果があるが、Mnは逆に害を与える。従ってこれらの元素の間には密接に相関関係があり、Mn/Niの比が0.11以下にすることによりきわめて顕著に加熱脆化が防止され、特に、0.10以下が好ましく、0.04~0.10が好ましい。

【0035】Nはクリープ破断強度の改善及びδフェライトの生成防止に効果があるので、0.025%以上が好ましく、0.125%を超えると靱性を低下させる。特に0.03~0.08%の範囲で優れた特性が得られる。

【0036】Coはより高温での強度を高めるので、高温化に対応させて含有量を高めるのが好ましく、1.0~5.0%好ましくは2~4%含有させるのが好ましい。

【0037】WはMoと同様に強化に寄与するので、1~5%とし、またMo量との組合せによって(W/Mo)比を2~5とするものである。

【0038】特に、Mo+0.5W量を1~2%とするのが好ましい。

【0039】Bは強化に顕著な効果を有し、0.0005~0.01%が好ましい。Al 0.3%以下、Ti 0.5%以下、Zr 0.1%以下、Hf 0.1%以下、Ca 0.01%以下、Mg 0.01%以下、Y 0.01%以下、希土類0.01%以下、Cu 0.5%以下含有させることにより高温強度を向上させることができる。

【0040】本発明に係る鋼の熱処理はまず完全なオーステナイトに変態するに十分に温度、最低900℃、最高1150℃に均一加熱し、マルテンサイト組織が得ら

れる。100℃/h以上の速度で急冷し、次いで450~600℃の温度に加熱保持し(第1次焼戻し)、次いで550~650℃の温度に加熱保持し第2次焼戻しを行うのが好ましい。焼入れに当ってはMs点直上の温度に止めることが焼割れを防止する上で好ましい。具体的温度は150℃以上に止めるのが良い。焼入れは油中焼入れ又は水噴霧焼入れによって行うのが好ましい。第1次焼戻しはその温度より加熱する。

【0041】コンプレッサーディスクの少なくとも最終段又はその全部を前述の耐熱鋼によって構成することができるが、初段から中心部まではガス温度が低いので、他の低合金鋼を用いることができ、中心部から最終段までを前述の耐熱鋼を用いることができる。ガス上流側の初段から中心部までの上流側を重量で、C 0.15~0.30%, Si 0.5%以下、Mn 0.6%以下、Cr 1~2%, Ni 2.0~4.0%, Mo 0.5~1%, V 0.05~0.2%及び残部が実質的にFeからなり、室温の引張強さ80kg/mm²以上、室温のVノッチシャルピー衝撃値が20kg-m/cm²以上のNi-Cr-Mo-V鋼が用いられ、中心部から少なくとも最終段を除き重量で、C 0.2~0.4%, Si 0.1~0.5%, Mn 0.5~1.5%, Cr 0.5~1.5%, Ni 0.5%以下、Mo 1.0~2.0%, V 0.1~0.3%及び残部が実質的にFeからなり、室温の引張強さが80kg/mm²以上、伸び率18%以上、絞り率50%以上を有するCr-Mo-V鋼を用いることができる。

【0042】コンプレッサースタブシャフトは重量でC 0.15~0.3%, Si 0.5%以下、Mn 0.6%以下、Ni 2~4%, Cr 1~2%, Mo 0.5~1%, V 0.05~0.2%を含むNi-Cr-Mo-V鋼及びタービンスタブシャフトは重量でC 0.2~0.4%, Si 0.1~0.5%, Mn 0.5~1.5%, Cr 0.5~1.5%, Ni 0.5%以下、Mo 1~2%, V 0.1~0.3%を含むCr-Mo-V鋼を用いることができる。

【0043】コンプレッサーディスクの一例として、17段からなる場合には初段から12段目までを前述のNi-Cr-Mo-V鋼、13段目から16段目をCr-Mo-V鋼及び17段目を前述のマルテンサイト鋼によって構成することができる。初段及び最終段のコンプレッサーディスクは初段のときは初段の次のもの又は最終段の場合はその前のものもいずれも剛性を有する構造を有している。また、このディスクは初段より徐々に厚さを小さくして高速回転による応力を軽減する構造になっている。

【0044】コンプレッサのブレード及びノズルは0.05~0.2%, Si 0.5%以下、Mn 1%以下、Cr 10~13%又はこれにMo 0.5%以下及び、Ni 0.5%以下を含み、残部がFeからなるマルテンサイト鋼によって構成されるのが好ましい。

【0045】タービンブレードの先端部分と摺動接触しリング状に形成されるシュラウドの初段部分には重量で、C0.05~0.2%, Si2%以下, Mn2%以下, Cr17~27%, Co5%以下, Mo5~15%, Fe10~30%, W5%以下, B0.02%以下及び残部が実質的にNiからなる鑄造合金が用いられ、他の部分には重量で、C0.3~0.6%, Si2%以下, Mn2%以下, Cr20~27%, Ni20~30%以下, Nb0.1~0.5%, Ti0.1~0.5%及び残部が実質的にFeからなる鑄造合金が用いられる。これらの合金は複数個のブロックによってリング状に構成されるものである。

【0046】タービンノズルを固定するダイヤフラムには初段タービン部分が重量で、C0.05%以下, Si1%以下, Mn2%以下, Cr16~22%, Ni8~15%及び残部が実質的にFeからなり、他のタービンノズル部分には高C-高Ni系鋼鑄物によって構成される。

【0047】燃焼器はタービンの周囲に複数個設けられるとともに、外筒と内筒との2重構造からなり、内筒は重量でC0.05~0.2%, Si2%以下, Mn2%以下, Cr20~25%, Co0.5~5%, Mo5~15%, Fe10~30%, W5%以下, B0.02%以下及び残部が実質的にNiからなり、板厚2~5mmの塑性加工材を溶接によって構成され、円筒体全局にわたって空気を供給する三ヶ月形のルーバ孔が設けられ、全オーステナイト組織を有する溶体化処理材が用いられる。

【0048】タービンブレードは燃焼ガスタービンノズル入口温度で、1200~1295℃に対しては、重量で、C0.07~0.25%, Si1%以下, Mn1%以下, Cr12~20%, Co5~15%, Mo1.0~5.0%, W1.0~5.0%, B0.005~0.03%, Ti2.0~7.0%, Al3.0~7.0%と、Nb1.5%以下, Zr0.01~0.5%, Hf0.01~0.5%, V0.01~0.5%の1種以上と、残部が実質的にNiからなり、オーステナイト相基地にγ'相及びγ''相が析出した普通鑄造合金が用いられ、タービンノズルには重量で、C0.20~0.60%, Si2%以下, Mn2%以下, Cr25~35%, Ni5~15%, W3~10%, B0.003~0.03%及び残部が実質的にCoからなり、又は更にTi0.1~0.3%, Nb0.1~0.5%及びZr0.1~0.3%の少なくとも1種を含み、オーステナイト相基地に共晶炭化物及び2次炭化物を含む鑄造合金によって構成される。これらの合金はいずれも溶体処理された後時効処理が施され、前述の析出物を形成させ、強化される。

【0049】また、タービンブレードは高温の燃焼ガスによる腐食を防止するためにAl, Cr又はAl+Cr拡散コーティングを施すことができる。コーティング層

の厚さは30~150μmで、ガスに接する翼部に設けるのが好ましい。

【0050】発電用ガスタービンは1300℃級から次世代の1500℃級ガスタービンでは冷却技術を考慮しても初段タービンブレードのメタル温度が700℃以上から更に900℃以上になるため、材料そのものの耐用温度は10⁵時間14kgf/mm²でそのメタル温度より20℃以上高いものが必要である。第2段以降のブレードは初段よりも衝突するガス温度が50℃~100℃低くなるが、燃焼温度1300℃級のガスタービンと比べるとそのメタル温度は高くなり、材料特性として10⁵時間14kgf/mm²で600℃以上から更に800℃以上の耐用温度が必要である。それよりも強度の低い材料を用いた場合は、運転中にブレードが破損する確立が非常に高くなるばかりでなく、ガス流のエネルギーを十分に回転力に変換できずに効率の低下を引き起こす。

【0051】初段ノズルは、燃焼ガスを最初に受けるため最も高温にさらされ、ガスタービンの起動、停止の繰り返しにより著しい熱応力、熱衝撃を受ける。燃焼ガス温度1300℃級から1500℃級のガスタービンでは、冷却能力を考慮しても10⁵時間6kgf/mm²における耐用温度が700℃以上から更に900℃以上の合金を用いる。2段目以降のタービンノズルは、初段ノズルと比較して温度的にそれほど苛酷ではないが、燃焼温度1300℃級のガスタービンと比べるとそのメタル温度は高くなり10⁵時間14kgf/mm²耐用温度が600℃以上から更に800℃の材料を用いる。

【0052】本発明は、初段タービンノズル入口でのガス温度が1400~1650℃、好ましくは1500~1650℃に対して前記初段タービンブレード及び初段タービンノズルは単結晶Ni基合金からなり、また遮熱コーティング層を有すること、前記第2段タービンブレード及び第2段タービンノズルは合金コーティング層を有すること、そして前記単結晶Ni重合金は重量で、Cr6~8%, Mo0.5~1%, W6~8%, Re1~4%, Al4~6%, Ta6~9%, Co0.5~10%及びHf0.03~0.13%を含有するNi基合金であること、前記単結晶Ni重合金はTi, Nbのうち一方もしくは両方を0.1~2%を含有するNi基合金からなるものが好ましい。本発明では、前述の温度として1400~1495℃に対して初段ブレード及び初段ノズル、又は1500℃以上には第2段タービンブレードに重量で、Cr5~18%, Mo0.3~5%, W2~10%, Al2.5~6%, Ti0.5~5%, Co0.05~0.21%及びB0.005~0.025%を含有する柱状晶Ni基合金であること、更に、これにTa1~4%, Co10%以下, Hf0.03~0.2%, Zr0.001~0.05%, Re0.1~5%及びNb0.1~3%の少なくとも1種とを含有する一方向凝固柱状晶Ni基合金が好ましい。特に、第2段ブレードの他第3段

或いは4段ブレードにも用いることができる。

【0053】前記第2段及び第3段タービンノズルは重量で、Cr 21~24%、Co 18~23%、C 0.05~0.20%、W 1~8%、Al 1~2%、Ti 2~3%、Ta 0.5~1.5%及びB 0.05~0.15%を含有する多結晶Ni基合金が好ましい。

【0054】ガスタービンの熱効率を向上させるためには、前述したように燃焼ガス温度を上昇させることがもつとも効果的である。高度なブレード、ノズルの冷却技術、遮熱コーティング技術の併用を考え、初段タービンブレードのメタル温度を920℃以上にすれば、初段タービンノズルへのガス入り口温度を1450~1550℃にすることが可能となる。そのことによりガスタービンの発電効率を37%以上にすることができる。この場合の発電効率は、LHV方式の表示である。また、その時にタービン排ガス温度を590℃~650℃とすれば、蒸気タービンとの複合発電システムにした場合の総合発電効率が50%以上、好ましくは55%以上にすることができ、優れた高効率発電システムが提供できる。

【0055】本発明によれば、高効率で、更により高温のガスタービンを達成することができ、タービン入り口温度1500℃~1650℃級ではLHV表示で37%以上の高効率を得られる。

【0056】(B) 高低圧一体型蒸気タービンについて

(1) 長翼材

本発明に係る長翼材は、8~13重量%クロムを含むマルテンサイト系ステンレス鋼からなる翼部長さが30インチ以上、好ましくは40インチ以上、より好ましくは43~46インチのものを50サイクル発電用高低圧又は高中低圧一体型蒸気タービンの最終段動翼に用いるのが好ましい。

【0057】本発明は、更に最終段動翼として前述のマルテンサイト系ステンレス鋼からなる30インチ以上、好ましくは33インチ以上、より好ましくは35~38インチのものを60サイクル発電用高低圧又は高中低圧一体型蒸気タービンに用いるのが好ましい。50サイクルにおいては46インチ、60サイクルにおいては38インチを超えるものは重量でAl 4~8%、V 3~7%を含むTi合金が好ましい。

【0058】前述のマルテンサイト系ステンレス鋼は、回転数と翼部長さの129000rpm・インチ以下に対し重量比で、C 0.08~0.18%、Si 0.25%以下、Mn 1.00%以下、Cr 8.0~13.0%、Ni 1.5~3%、好ましくは2.1を超え3%以下、Mo 1.5~3.0%、V 0.05~0.35%、Nb及びTaの1種又は2種の合計量が0.02~0.20%、及びN 0.02~0.10%を含有するものが好ましい。それ以上のrpm・インチを超えるものに対してはC 0.19~0.25%を含む他同じ組成を有するマルテンサイト鋼が好ましい。

【0059】更に本発明は、重量比で、C 0.18~0.

28%、Si 0.1%以下、Mn 0.1~0.3%、Cr 1.5~2.5%、Ni 1.5~2.5%、Mo 1~2%及びV 0.1~0.35%を有し、高圧部の538℃・10⁵h平滑及び切欠クリープ破断強度が13kg/mm²以上、低圧部の引張強さが84kg/mm²以上、破面遷移温度が35℃であるマルテンサイト系耐熱鋼からなるロータシャフトに、引張強さ120kg/mm²以上の前述の長翼を取り付けた高中低圧又は高低圧一体型蒸気タービンが好ましい。

【0060】最終段のブレードの先端リーディングエッジ部にはエロージョン防止層が設けられているのが好ましい。エロージョン防止層は重量で、C 0.5~1.5%、Si 1.0%以下、Mn 1.0%以下、Cr 25~30%、W 2.5~6.0%を含むCo基合金を用いることが好ましい。

【0061】この蒸気タービン長翼は、高速回転による高い遠心応力と振動応力に耐えるため引張強さが高いと同時に、高サイクル疲労強度が高くなければならない。そのために、翼材の金属組織は、有害なδフェライトが存在すると、疲労強度を著しく低下させるので、全焼戻しマルテンサイト組織でなければならない。

【0062】本発明鋼は前述した式で計算されるCr当量が10以下になるように成分調整され、δフェライト相を実質的に含まないようにすることが好ましい。

【0063】長翼材の引張強さは120kg/mm²以上、好ましくは128kgf/mm²以上、より好ましくは128.5kgf/mm²以上である。また耐力は80kg/mm²以上、好ましくは88kg/mm²以上である。伸び率は長さ方向10%以上、周方向5%以上、衝撃値は3.45kgf-m以上が好ましい。

【0064】また均質で高強度の蒸気タービン長翼材を得るために、調質熱処理として、溶解・鍛造後に、1000℃~1100℃(好ましくは1000~1070℃)で好ましくは0.5~3時間加熱保持後室温まで急冷する(特に油焼入れが好ましい)焼入れを行い、次に、550~620℃で焼戻し、特に550℃~570℃で好ましくは1~6時間加熱保持後室温まで冷却する1次焼戻しと、560℃~590℃で好ましくは1~6時間加熱保持後室温まで冷却する2次焼戻しの2回以上の焼戻し熱処理が施されるのが好ましい。2次焼戻し温度は1次焼戻し温度より高くするのが好ましく、特に10~30℃高くするのが好ましく、より15~20℃高くするのが好ましい。

【0065】本発明に係る低圧タービン最終段翼部長さは914mm(36")以上、好ましくは965mm(38")以上にした60サイクル発電用の3600rpm蒸気タービン及び低圧タービン最終段翼長を1041mm(41")以上、好ましくは1092mm(43")以上、より好ましくは1168mm(46")以上にした50サイクル発電用の3000rpm蒸気タービンにし、[翼部

長さ（インチ）×回転数（rpm）値を125000以上、好ましくは138000以上としたものである。

【0066】また本発明に係る長翼材においては、全マルテンサイト組織となるように合金組成を調整して高い強度と低温靱性並びに疲労強度を得るために、次式の各元素の含有量を重量%として計算されるCr当量を4～10に成分調整することが好ましい。

【0067】Cr当量=Cr+6Si+4Mo+1.5W+1.1V+5Nb-40C-30N-30B-2Mn-4Ni-2Co+2.5Ta

Cは高い引張強さを得るために0.08%以上、靱性を低下させないように0.2%以下が好ましい。特に、0.10～0.18%が好ましい。より、0.12～0.16%が好ましい。

【0068】Siは脱酸剤、Mnは脱硫酸・脱酸剤で鋼の溶解の際に添加するものであり、少量でも効果がある。Siはδフェライト生成元素であり、多量の添加は、疲労及び靱性を低下させる有害なδフェライト生成の原因になるので、0.25%以下が好ましい。なお、カーボン真空脱酸法及びエレクトロスラグ溶解法などに

よればSi添加の必要がなく、Si無添加がよい。特に、0.10%以下、より0.07%以下が好ましい。

【0069】0.9%以下のMn添加は靱性を向上させる。特に、Mnは脱酸剤として有効なので、靱性向上の点から0.6%以下、より0.1～0.5%、最も0.2～0.4%が好ましい。

【0070】Crは耐食性と引張強さを高めるが、13%以上添加するとδフェライト組織生成の原因になる。8%より少ないと耐食性と引張強さが不十分なので、Crは8～13%が好ましい。特に強度の点から10.5～12.5%が、より11～12%が好ましい。

【0071】Moは固溶強化及び析出強化作用によって引張強さを高める効果がある。Moは引張強さ向上効果が不十分であり3%以上になるとδフェライト生成原因になるので1.5～3.0%が好ましい。特に、1.8～2.7%、より2.0～2.5%が好ましい。なお、W及びCoもMoと同じ様な効果がある。

【0072】V及びNbは炭化物を析出し引張強さを高めると同時に靱性向上効果がある。V0.05%、Nb0.02%以下ではその効果が不十分であり、V0.40%、Nb0.2%以上ではδフェライト生成の原因となる。特にVは0.20～0.36%、より0.25～0.31%、Nbは0.04～0.16%、より0.06～0.14%が好ましい。Nbの代わりにTaを全く同様に添加でき、複合添加することができる。

【0073】Niは2～3%で低温靱性を高めると共に、δフェライト生成の防止効果がある。特に、2.3～2.9%が好ましい。より好ましくは2.4～2.8%である。Nは0.02～0.1%で靱性、引張強さの向上及びδフェライトの生成防止に効果がある。特に、0.

0.4～0.08%、より0.045～0.08%の範囲で優れた特性が得られる。

【0074】Si、P及びSの低減は、引張強さを損なわず、低温靱性を高める効果があり、極力低減することが望ましい。低温靱性向上の点からSi0.1%以下、P0.015%以下、S0.015%以下が好ましい。特に、Si0.05%以下、P0.010%以下、S0.010%以下が望ましい。Sb、Sn及びAsの低減も、低温靱性を高める効果があり、極力低減することが望ましいが、現状製鋼技術レベルの点から、Sb0.0015%以下、Sn0.01%以下、及びAs0.02%以下に限定した。特に、Sb0.001%以下、Sn0.005%及びAs0.01%以下が望ましい。

【0075】さらに、本発明においては、Mn/Ni比を0.11以下にするのが好ましい。

【0076】本発明材の熱処理は、まず完全なオーステナイトに変態するに十分な温度、最低1000℃、最高1100℃に均一加熱し、急冷し（好ましくは油冷）、次いで550～570℃の温度に加熱保持・冷却し（第1次焼戻し）、次いで560～680℃の温度に加熱保持し第2次焼戻しを行い、全焼戻しマルテンサイト組織とするものが好ましい。

【0077】（2）高低圧又は高中低圧一体型蒸気タービン用ロータシャフト

Cは0.15～0.4%で焼入性を向上し靱性と強度を確保するのに必要な元素である。特にCは0.20～0.28%の範囲が好ましい。

【0078】Si及びMnは従来脱酸剤として添加していたが、真空C脱酸法及びエレクトロスラグ再溶解法などの製鋼技術によれば、特に添加しなくとも健全なロータが溶製可能である。長時間使用による脆化の点から、Si及びMnは低目にすべきであり、それぞれ0.1%及び0.5%以下がよい。特にSi0.05%以下、Mn0.05～0.25%、より前者が0.01%以下、後者が0.20%以下が好ましい。

【0079】一方、極少量のMn添加は、熱間加工性を悪くする有害なSを、硫化物MnSとして固定する作用があるために、Mnの極微量添加は、前述のSの害を減少する効果があるので、蒸気タービン用ロータシャフトのような大型鍛造品の製造においては0.01%以上含有するのが好ましい。しかし、製鋼上Sを少なくできればMnの添加は靱性、高温強度を低めるので、S及びP量を低めるスパーククリーン化できればゼロがよく、0.01～0.2%が好ましい。

【0080】Niは1.5～2.7%で焼入性を向上させ、クリープ破断強度及び靱性を向上させる。特に1.6～2.0%より1.7～1.9%の範囲が好ましい。更に、Ni量はCr量より0.20%まで高く又はCr量より0.30%以下に低くする範囲内とすることにより高い高温強度と靱性とを兼ね備えた特性が得られる。

【0081】Crは1.5~2.5%で焼入性を向上させ、靱性及びクリープ破断強度向上に効果がある。また蒸気中の耐食性も向上させる。特に1.7~2.3%、より1.9~2.1%が好ましい。

【0082】Moは0.8~2.5%で焼戻し処理中に結晶粒内に微細炭化物を析出させ、高温強度向上及び焼戻し脆化防止効果がある。特に強度と靱性の点から1.0~1.5%、より1.1~1.3%が好ましい。

【0083】Vは、0.15~0.35%で焼戻し処理中に結晶粒内に微細炭化物を析出させ、高温強度及び靱性向上効果がある。特に0.20~0.30%、より0.25を超え0.30%以下の範囲が好ましい。

【0084】また上記の組成からなる低合金を溶製するときに、希土類元素、Ca、Zr及びAlのいずれかを添加することにより靱性が向上する。希土類元素は0.05~0.4%、Caは0.0005~0.01%、Zrは0.01~0.2%、Alは0.001~0.02%が好ましい。

【0085】さらに、酸素は高温強度に関与し、本発明鋼においては、O₂を5~25ppmの範囲に制御することにより、より高いクリープ破断強度が得られる。

【0086】Nb及びTaの少なくとも1種を0.005~0.15%添加するのが好ましい。これらの含有量が0.005%未満では強度の向上に十分な効果が得られず、逆に0.15%を超えると蒸気タービン用ロータシャフトの如く大型構造物ではこれらの巨大な炭化物が晶出し強度及び靱性を低めるので0.005~0.15%とする。特に0.01~0.05%が好ましい。

【0087】Wは強度を高めるため0.1%以上加えるのが好ましいが、1.0%を超えると大型鋼塊においては偏析の問題が生じる等強度を低めるので、0.1~1.0%とするのが好ましい。好ましくは0.1~0.5%である。

【0088】Mn/Ni比又は(Si+Mn)/Ni比は各々0.13又は0.18以下が好ましい。これにより、ペーナイト組織を有するNi-Cr-Mo-V低合金鋼における加熱脆化を顕著に防止でき、高低圧又は高中低圧一体型ロータシャフトとして適用できる。また、(Ni/Mo)比が1.25以上及び(Cr/Mo)比が1.1以上、又は(Cr/Mo)比が1.45以上及び(Cr/Mo)比が $[-1.11 \times (Ni/Mo) + 2.78]$ によって求められる値以上とすることにより全体を同じ条件で熱処理することにより538℃、10⁵時間クリープ破断強度が12kg/mm²以上の高い強度が得られる。

【0089】また、Ni量をCr量に対して特定の範囲で含有させることにより高圧側でより高強度で、低圧側でより靱性の高い強度とを兼ね備えたものが得られる。

【0090】本発明は、高低圧又は高中低圧一体型蒸気タービン用ロータシャフトとして、その高圧部又は高中

圧部の538℃、10⁵h平滑及び切欠クリープ破断強度が13kg/mm²以上、低圧部又は中低圧部の引張強さが84kg/mm²以上、破面遷移温度が35℃以下とするのが好ましい。このように優れた機械的性質を得るため次の様な傾斜調質熱処理を施すのが好ましい。この調質熱処理を施す前に、金属組織を微細にするために、650℃~710℃で70時間以上保持のパーライト処理を施すのが好ましい。

【0091】ロータシャフトの高圧部又は高中圧部：高い高温強度を得る。

【0092】

○焼入れ：930~970℃に加熱・保持後冷却

○焼戻し：570~670℃に加熱・保持後徐冷

(2回焼戻しが好ましく、うち1回は650~670℃に加熱・保持するのが好ましい)

ロータシャフトの低圧部又は中低圧部：高い引張強さと低温靱性を得る。

【0093】

○焼入れ：880~910℃に加熱・保持後急冷

○焼戻し：570~640℃に加熱・保持後徐冷

(2回焼戻しが好ましく、うち1回は615~635℃に加熱・保持するのが好ましい)

即ち、本発明は高圧側を低圧側より高い焼入温度で焼入れすることにより高圧側では550℃、30kg/mm²で180hr以上のクリープ破断時間が得られるように低圧側より高温強度を高くし、低圧側は高圧側より遷移温度を中心孔で10℃以下とするように傾斜熱処理することが好ましい。焼戻し温度においても高圧側を低圧側に比べ高い温度で焼戻しするのがよい。

【0094】このようにクリープ破断強度が高く、衝撃値が高い両者の特性を備えた鋼を得ることができ、本発明の高低圧一体型ロータシャフトにおいて最終段動翼として、特に50サイクル発電に対しては40インチ以上好ましくは43インチ以上、60サイクル発電に対しては33インチ以上好ましくは35インチ以上の長さのものを植設することが好ましい。

【0095】(3)本発明の蒸気タービンにおける他の動翼、静翼及びその他

高圧側ブレードは初段又は初段~3段を重量で、C0.2~0.3%、Si0.5%以下、Mn1%以下、Cr10~13%、Ni0.5%以下、Mo0.5~1.5%、W0.5~1.5%、V0.15~0.35%を含むマルテンサイト鋼、それ以外の前記26インチ未満の低圧側ブレードは重量で、C0.05~0.15%、Si0.5%以下、Mn1%以下、好ましくは0.2~1.0%、Cr10~13%、Ni0.5%以下、Mo0.5%以下を含むマルテンサイト鋼が好ましい。

【0096】本発明における静翼は重量で、C0.05~0.15%、Si0.5%以下、Mn0.2~1%、Cr10~13%、Ni0.5%以下、Mo0.5%以下

を含む焼戻し全マルテンサイト鋼からなるものが好ましい。

【0097】本発明におけるケーシングは、重量でC 0.10~0.20%, Si 0.75%以下, Mn 1%以下, Cr 1~2%, Mo 0.5~1.5%, V 0.05~0.2%, Ti 0.05% 以下を含むペーナイト組織を有するCr-Mo-V鋼よりなるものが好ましい。

【0098】

【発明の実施の形態】【実施例1】図1は本発明に係るマルテンサイト鋼をタービンディスクに用いるとともに、初段及び第2段のブレードと初段のノズルとを水蒸気によって冷却するとともに、第2段及び第3段の静翼を空気によって冷却するコンバインド発電サイクルシステム図である。蒸気タービンとガスタービンとを組合せて発電するコンバインド発電サイクルにおいては排熱回収ボイラによって発生する水蒸気を用いることができ、また別途水蒸気を発生させて用いることができる。

【0099】A. ガスタービン

図2は同じくマルテンサイト鋼をタービン用ディスクに用いたクローズド水蒸気冷却方式を有する3段のブレードを有するガスタービン上半部の断面図である。水蒸気による冷却流路6は図中矢印で示すようにタービンロータ1の中心部を通して初段ブレード51及び第2段ブレード52にディスクとスペーサとの間から入り、各々の動翼を冷却した水蒸気は同じくディスクとスペーサとの間を通してタービンロータ1の水蒸気入口に対してその外周より外部に流出するものである。初段ノズル81の水蒸気冷却にはケーシング80を通してその入口と同じ経路を通して外部に流出する。

【0100】一方、第2段及び第3段ノズルの空気冷却の冷却流路6は図中矢印で示すように空気の圧縮機の抽気部31、32より抽気し、抽気部31からの空気は若干圧縮比が低いので第3段のノズルを冷却するのに用い、抽気部32からの空気は抽気部31より若干圧縮比が高くより冷却能力が大きいので2段静翼の冷却に用いられる。

【0101】図2に示すように、本実施例のガスタービンは、ケーシング80、圧縮機ロータ2と外周部の翼列からなる圧縮機、燃焼器84、ノズル81~83及びブレード51~53を交互に配置して形成されたガスパス85、タービンロータ1等によって構成されている。

【0102】タービンロータ1は3個のタービンディスク11、12、13及びスタブシャフト34からなり、高速回転体として密着接合されている。各ディスクの外周にはブレード51~53が植設されているほか、ディスタントピース33を介して圧縮機ロータ2と連結されており、軸受によって回転支持されている。

【0103】かかる構成において、圧縮機で圧縮された空気をを用いて燃焼器84で生成された高温・高圧の作動ガスが、ガスパスを膨張しながら流れることによってタ

ービンロータが回転され、動力が発生される。

【0104】燃焼器出口の作動ガスの圧力を22~25 ata、温度を1500℃にすると、ロータ外径が2.5 m 程度ของガスタービンでも400MW以上の動力が発生できるが、動翼入口のガス相対全温は初段が約1250~1300℃、2段が約950~1000℃で翼の許容温度（通常の翼材料で850~900℃）を緩やかに超え、熱負荷はそれぞれ出力の約1.5%（約6000 kW）及び1.2%（5000 kW）にもなる。

10 【0105】また作動ガスの圧力を22~25 ata にするためには、圧縮比を22以上にすることがあり、この場合の圧縮機の吐出温度は約500℃となり、通常のロータ材（許容温度450℃）を使用する場合には圧縮機ロータ2の外周部を冷却する必要がある。

【0106】本実施例において、他タービンスタッキングボルト54、コンプレッサーディスク、コンプレッサーブレード17、コンプレッサースタッキングボルト、及びコンプレッサースタブシャフトを有する。本実施例のガスタービンはタービンブレード及びタービンノズルがそれぞれ3段ずつある。

【0107】本実施例におけるガスタービンの初段ノズル81及び初段ブレード51はNi基超合金の単結晶製造物であり、重量でCr 4~10%, Mo 0.5~1.5%, W 4~10%, Re 1~4%, Al 3~6%, Ta 4~10%, Co 0.5~1.0%及びHf 0.03~0.2%を有するNi基合金で構成する。初段ブレードは翼部先端からダブティル方向に凝固した翼部長さ130mm、その全長は約220mmである。この単結晶製造物の10⁵時間14kgf/mm²の耐用温度は930~940℃であり、いづれも内部に複雑な水蒸気冷却孔を設けており運転中は圧縮水蒸気により冷却する。冷却方式はクローズド方式で、ダブティルによって入って翼部の内部に設けられた複数の通路を通して再びダブティルに戻る経路を有するものである。本単結晶製造物は1250~1350℃で固溶化処理後、1000~1100℃及び850~950℃での2段階処理を行い、一辺が1μm以下の長さのγ'相を50~70体積%で析出させたものである。

【0108】初段ノズル81は初段ブレード51よりCr量を1~3%高くしたものを用い、Cr量を6~10%とした。

【0109】本実施例における初段ブレード51は全体が単結晶であるが、翼部以外のシャンクとダブティルを柱状晶とすることもできる。本実施例においては、一方凝固において翼部側より凝固し、シャンク及びダブティルへと凝固させ、全体を単結晶とすること、又はシャンク部分に凝固が達したときに冷却速度を高めて柱状晶とすることができる。

【0110】本実施例における初段ノズル81はベーン及び外周側のサイドウォールと内周側のサイドウォール

とを有する。

【0111】初段ブレード51は上流側で一端が丸みを帯び下流側に三ヶ月状になっている翼部、プラットフォーム、シャンク、クリスマスツリー型のダブティル、両サイドに2個ずつのシールフィン有する。シールフィンはいずれも翼部側に凸状に突起を有するものである。ダブティルにはその底部にシール用の突起が設けられている。シャンクは中心部で凹状になっている。内部に複数の冷却孔が設けられ、ダブティル側より冷媒が入り排出する経路を有している。シールフィンは燃焼ガスのもれを防ぐものである。

【0112】第2段ブレード52及び第3段ブレード53は、いずれも重量でCr5~18%、Mo0.3~6%、W2~10%、Al2.5~6%、Ti0.5~5%、Ta1~4%、Nb0.1~3%、Co0~10%、C0.05~0.21%、B0.005~0.025%、Hf0.03~2%、Re0.1~5%を有する一方向凝固柱状晶Ni基超合金で構成する。これらのブレードは全体が一方向に先端部からダブティルの方向に凝固により得られる柱状晶組織を有する。第2段ブレードは初段ブレードと同様の内部冷却孔を有しダブティルより入ってダブティルに戻る構造を有しており、高圧水蒸気により冷却する。これらの材料の10⁵時間14kgf/mm²の耐用温度は840~860℃であるのが好ましい。これらのブレード表面には重量でAl2~5%、Cr20~30%及びY0.1~1%を含むNi基又はNi+Co基合金からなる合金層を非酸化性減圧雰囲気下でプラズマ溶射によって50~150μmの厚で設け、耐食性が高められる。合金層は翼部とプラットフォームの火炎に接する側に設けられる。ダブティルにはシールフィンを有する。第3段ブレードは中実で、冷却孔はない。

【0113】本実施例における初段ノズルは外側サイドウォールと内側サイドウォール間に2個のベーンが一体の単結晶Ni基合金によって形成され、一端が丸みを帯びた三ヶ月状で内部に冷却用水蒸気が流入及び流出するように空洞の薄肉材によって構成され、ベーン部分には冷却空気が外周側のサイドウォール側から流入し再び外周側サイドウォール側に戻るよう冷却孔が複数設けられている。

【0114】本実施例における初段ノズルの単結晶Ni基合金の10⁵時間6kgf/mm²の耐用温度は920~940℃である。冷却流路は、クローズド方式で、翼部に複数の冷却孔が設けられる外周側のサイドウォール側より入って複数の冷却孔を通して外周側のサイドウォールに戻る構造を有する。初段ブレード及び初段ノズルの外表面の火炎に接する翼部とプラットフォーム及び翼部とサイドウォールには、遮熱コーティング層が設けられる。これは、堆積方向に微細な柱状晶からなり、微細な直径50~200μmのマクロな柱状晶の中に直径10μm以下の柱状晶を有する2重構造の柱状晶組織を有す

るY₂O₃10%以下を含む安定化ジルコニア層を蒸着によって100~200μmの厚さに設け、ベース金属とジルコニア層との間の結合層とからなる。該結合層は重量でAl2~5%、Cr20~30%、Y0.1~1%を含み残部Ni又はNi+Coからなる合金からなる溶射層である。合金層は耐食性を向上させる効果も併せもつ。本製造材は1150~1200℃で溶体化処理後、820~880℃で1段時効処理の熱処理が施される。

【0115】第2段ノズルおよび第3段ノズルは重量で、Cr21~24%、Co18~23%、C0.05~0.20%、W1~8%、Al1~2%、Ti2~3%、Ta0.5~1.5%及びB0.05~0.15%を含有するNi基超合金で構成する。これらのノズルは通常の铸造により得られる等軸晶組織である。特に遮熱コーティング層を設ける必要はないが、第2段ノズルには耐食性を高めるためにCrあるいはAlの拡散コーティングを施す。第3段ノズルに同様の拡散コーティング層を設けることができる。それぞれ内部冷却孔を有しており、リーディング側より入ってトレーリング側より外部に流出する経路にて圧縮空気により冷却される。これらの材料の10⁵時間6kgf/mm²の耐用温度は840℃~860℃である。本製造材においても同様の熱処理が施される。2段及び3段ノズルは各中心が各ブレード間のほぼ中心位置に配置される。

【0116】2段タービンノズルの全体構造は初段ノズルとほぼ同じであり、本実施例においては2個のベーンを有するもので、冷却空気による冷却構造を有するものである。その冷却構造は外側サイドウォールより入り、内側サイドウォール側より流出させるとともに、ベーンの下流側のトレーリングエッジより流出する冷却孔がベーン先端に設けられている。ベーンの内部は空洞になっており、ベーンは0.5~3mmの厚さの薄肉部材によって構成される。本実施例では2個のベーンを持つが、1個~3個のいずれでも可能である。

【0117】第3段ノズルは第2段の全体構造とほぼ同じであり、外周側サイドウォールより冷却用空気が流入し、厚さ0.5~3mm程度の薄肉部材からなるベーンの内部を通して燃焼ガス下流側のトレーリングエッジより流出する構造を有する。本実施例においては2個のベーンがサイドウォール間に一体に形成されたものであるが、1個のノズルは1、2又は3個のベーンのいずれでも可能である。

【0118】初段ブレードにおいては、冷却孔用の中空構造を有する中子の周囲に製品形状と同じワックス模型が形成される。さらにその外層に後述の鋳物砂によるコーティング層を形成後、脱ろう及び焼成を行いこれを鋳型とした。次に、真空一方向凝固炉中で前述の組成のマスターインゴットを上記鋳型中に鋳込み、引き下げ速度5~30cm/hでスタータ部より翼部、プラットフォーム、シャンク部及びダブティルへと順次一方向凝固さ

せ、セクターを用いたNi基合金からなる単結晶鋳造物とした。続いて、中子をアルカリで除去し、スターター部、セクター及び伸び湯部等を切断し、所定の形状のガスタービンブレードを得た。

【0119】2段及び3段ガスタービンブレードはNi基合金からなる一方向凝固柱状晶鋳造物からなり、同様の製法により単結晶の場合よりも速い引き下げ速度の30～50cm/hで一方向凝固させることにより得ることができる。

【0120】得られたブレードは、所定の強度を発揮させるために、非酸化雰囲気中で溶体化処理と時効処理を行い組織を制御する。

【0121】本実施例における初段ノズルは冷却孔用の中空構造の中子の周囲に設けたワックス模型をメチルエチルケトンにアクリル樹脂を溶解した液を浸漬し、通風乾燥した後、スラリー（ジルコンプラワー+コロイダルシリカ+アルコール）に浸漬してスタック（初層ジルコンサンド、2層以降シャモットサンド）を吹き付け、これを何回か繰り返して鋳型を用いて形成される。鋳型は脱ろうした後に900℃で焼成した。

【0122】次に、この鋳型を真空炉に設けるとともに、真空溶解によってマスターインゴットを溶解し、真空中で鋳型に鋳込み、前述のブレードと同様にスターター部より外周側サイドウォール、ペーン及び内周側サイドウォールへと順次一方向凝固し、Ni基合金からなる単結晶鋳造物からなるノズルとした。このノズルはサイドウォール間の翼部の幅が約7.4mm、長さ110mm、最も厚い部分で25mm、肉厚が3～4mmで、先端で約0.7mm厚さを有するものである。

【0123】得られたノズルは、所定の強度を発揮させるために、前述のように非酸化雰囲気中で溶体化処理と時効処理を行い組織を制御する。

【0124】以下、表1のNo. 1～4は、本実施例における具体的な初段ブレード及び初段ノズルの単結晶Ni基合金の例である（単結晶：SC，柱状晶：DS，等軸晶：CC）。

【0125】Crは合金の耐酸化性、耐食性を向上させる。AlはNi基超耐熱合金を析出強化する金属間化合物である γ' 相を形成する主要強化元素である。 γ' 相は基本組成はNi₃Alで表されるが、Al以外のTi, Ta, W, Mo, Nbなどの元素を固溶することによりさらに強化される。またNbは、Reとともに合金の耐食性を高めるのに、重要な添加元素である。Coの添加は、耐食性、耐酸化性を向上させる。強度面では、Coの添加は合金の積層欠陥エネルギーを低下させて、比較的低温域のクリープ強度を向上させる作用と、高温域では逆に γ' 相の固溶度を増加させて、析出強化を弱め、高温域でのクリープ強度を不十分に作用をもつ。両者の相反する作用のために、Coには強度面でも最適な添加量が存在する。Hfは合金の耐酸化性および

高温強度を改善するための重要な元素であり、その効果はごく微量の添加量から現れるが、過度の添加は合金の融点を下げ、共晶 γ' 相を十分に固溶できなくなる。Reは、 γ 相に固溶して基地を強化するとともに、合金の耐食性を高めるが、4%を超える過度の添加は、Re-W, Re-Mo, Re-Taなどの有害相の析出を招く。

【0126】表1のNo. 5及び6は本実施例における第2段及び第3段ブレードの一方向凝固柱状晶Ni基合金の例である。

【0127】

【表1】

表 1

| 合金組成 (mg/cm ³) | 203 | 289 | 236 | 533 | 587 | 560 |
|----------------------------|------|------|------|------|-------|-------|
| 耐用温度 (°C) | 940 | 940 | 940 | 930 | 900 | 890 |
| Zr | — | — | — | — | 0.015 | 0.006 |
| B | — | — | — | — | 0.015 | 0.015 |
| Hf | 0.1 | 0.1 | 0.1 | 0.1 | 1.4 | 1.4 |
| Ti | — | — | — | — | 0.7 | 0.7 |
| Al | 5.0 | 5.2 | 4.6 | 3.6 | 5.6 | 5.6 |
| Nb | 1.7 | 1.7 | 1.6 | — | — | — |
| Ta | 8.8 | 7.2 | 6.7 | 6.5 | 3.2 | 3.2 |
| Mo | 0.8 | 0.8 | 0.9 | 0.6 | 0.5 | 0.5 |
| Re | 1.5 | 1.4 | 1.6 | 3.0 | 3.0 | — |
| W | 7.2 | 9.5 | 9.5 | 6.4 | 8.5 | 9.5 |
| Co | 0.8 | 1.0 | 1.0 | 9.6 | 9.2 | 9.2 |
| Cr | 7.5 | 7.5 | 7.9 | 6.6 | 6.6 | 8.1 |
| C | — | — | — | — | 0.07 | 0.07 |
| Ni | bal. | bal. | bal. | bal. | bal. | bal. |
| 製造方法 | SC | SC | SC | SC | DS | DS |
| No. | 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | 6 |

【0128】本発明による発電用ガスタービンに使用される第2段及び第3段のノズルに用いる材料について、合金組成（重量%）、鋳造する場合の鋳造方法10⁵時

間6kgf/mm²の耐用温度、及び溶接性を表2に示した。それぞれの合金成分の働きは、おおむね前述で説明したとおりであるが、本実施例の合金は前述したNi基合金よりも溶接性を重視した組成となっている。表2中で、No. 8は高温強度に優れる溶接性がNo. 7, 8より劣る。2N2はの中で最も溶接性が優れているが、高温強度が劣る。従って、溶接性と高温強度のバランスを考慮すればNo. 7が最も優れているといえる。これは、Al+Ti量の厳密な制御とW添加の効果である。なお、溶接性の評価は、長さ80mm、幅8mmで1パスのTIG溶接で形成されたビード内に割れが発生しない予熱温度が400℃以下であるかどうかを基準とした。

【0129】本実施例ではタービンディスク11.12.*

| No. | 製造方法 | Ni | C | Cr | Co | W | Fe | Mo | Ta | Nb | Al | Ti | Zr | B | 溶接性 | 耐用温度(℃) |
|-----|------|------|------|------|------|-----|----|----|-----|----|-----|-----|------|------|-----|---------|
| 7 | CC | bal. | 0.10 | 23.0 | 22.0 | 7.0 | - | - | 1.2 | - | 1.8 | 2.7 | - | 0.01 | O | 875 |
| 8 | CC | bal. | 0.10 | 22.0 | 19.0 | 2.0 | - | - | 1.0 | - | 1.2 | 2.3 | - | 0.01 | O | 843 |
| 9 | CC | bal. | 0.15 | 22.5 | 18.0 | 2.0 | - | - | 1.4 | - | 1.9 | 3.7 | 0.10 | 0.01 | Δ | 887 |

(溶接性O: 400℃以下の予熱温度で、長さ80mm、幅8mmで1パスのTIG溶接のビード内に割れが発生しない)

2

【0132】

【表3】

表 3

| No. | C | Si | Mn | Ni | Cr | Mo | W | V | Nb | N | Co |
|-----|------|------|------|------|-------|------|-------|------|------|-------|------|
| 1 | 0.12 | 0.05 | 0.01 | 0.98 | 11.50 | 1.88 | <0.01 | 0.19 | 0.14 | 0.045 | 2.93 |
| 2 | 0.11 | 0.05 | 0.01 | 2.01 | 11.61 | 1.90 | <0.01 | 0.19 | 0.15 | 0.044 | 2.98 |
| 3 | 0.12 | 0.05 | 0.01 | 2.96 | 11.49 | 1.88 | <0.01 | 0.19 | 0.15 | 0.043 | 2.94 |
| 4 | 0.13 | 0.05 | 0.01 | 3.00 | 11.58 | 0.58 | 2.59 | 0.19 | 0.15 | 0.044 | 2.96 |

【0133】

【表4】

表 4

| No. | 10 ⁵ 時間クリープ破断強度 (kg/mm ²) | | | | | |
|-----|--|------|---------------------|------|------|---------------------|
| | 戻し温度 | | | | | |
| | 570℃ | | | 590℃ | | |
| | 450℃ | 500℃ | $\frac{500℃}{450℃}$ | 450℃ | 500℃ | $\frac{500℃}{450℃}$ |
| 1 | 66.3 | 46.8 | 70.6% | 62.5 | 46.2 | 73.8% |
| 2 | 62.5 | 44.2 | 70.4% | 58.2 | 43.3 | 74.4% |
| 3 | 58.2 | 43.3 | 74.4% | 54.6 | 43.3 | 79.3% |
| 4 | 63.4 | 47.3 | 74.6% | 58.3 | 44.5 | 76.3% |

【0134】これらのマルテンサイト鋼は、150kg鋼塊を高周波誘導溶解炉で溶解後、真空カーボン脱酸して casting し、1150℃に加熱した後、熱間鍛造により板状に成形した。その後、板材を1050℃で溶体化し空冷による焼入れを行った。室温まで冷却した後、570℃又は590℃にて1次焼戻しを行った。これらの試料から平滑クリープ破断試験片(JIS Z 2272, ASTM E292), 引

*13に重量で、C0.05~0.20%, Si0.5%以下, Mn0.6%以下, Cr8~13%, Ni0.5~4.0%, Mo4.0%以下, V0.1~0.4%, Nb0.06~0.25%, N0.025~0.125%及びCo1.0~5.0%を含む全マルテンサイト鋼の鍛造材が用いられる。この具体的なマルテンサイト鋼を表3(重量%)に示す。残部はFeである。

【0130】表4は450℃及び500℃, 10⁵hクリープ破断強度及び(500℃強度/450℃強度)比を示すものである。

【0131】

【表2】

張試験片(JIS G 0567)、およびシャルピー衝撃試験片(JIS Z 2202)を採取し、実験に供した。

【0135】図3は450℃及び500℃クリープ破断時間をラルソンミラーパラメーターによって示した線図である。この線図より表4に示す10万時間強度を求めた。本発明に係るマルテンサイト鋼は450℃で50kg/mm²以上、500℃で40kg/mm²以上有し、各試

料とも500℃強度は450℃強度に対して70%以上の強度を示す強度の高いものであった。

【0136】更に、室温の引張強さは107.5kg/mm²以上及び0.2%耐力は86.5kg/mm²以上であった。

【0137】図4はFATT(℃)とNi量との関係を示す線図である。図に示す様にNi量が0.5%以上含有させることによってFATTとして要求される26.6℃以下を満足するものであることが分る。

【0138】図5はFATT(℃)とNi量との関係を示す線図である。図に示す様にNi量が3%付近のものであり、W量にあまり関係しないものであることが分る。

【0139】図6及び図7は衝撃値とNi量及びW量との関係を示す線図である。図に示す様に衝撃値は要求される4.14kg・m以上を大幅に超えており、十分に満足するものである。

【0140】以上の実験結果により明らかな如く、燃焼ガス温度として初段タービンノズル入口で1500℃級

のガスタービンディスクの他に、本実施例ではスタッキングボルト、ディスタントピース、スペーサに本発明材を用いた。

【0141】本発明におけるガスタービンの初段ノズルでのガス入り口温度は1500℃、2段ノズルのガス入り口温度は1100℃、3段ノズルガス入り口温度は850℃であり、冷却を考えても初段ノズルのメタル温度は900℃以上となる。この初段ノズルに受ける温度ではC_o基合金の強度がノズル用Ni基合金の強度を凌ぐ領域となるため、初段ノズルには溶接性にも優れるC_o基合金が最も望ましい。一方、2段目以降のノズルのメタル温度は800℃以下となるが、その温度域ではC_o基よりもノズル用Ni基の方がクリープ強度が高くなる。従って、2段目以降のノズルには多結晶Ni基合金の適用が望ましく、タービン入り口温度が1500℃級となるガスタービンでは、初段ノズルに単結晶Ni基合金、2段目以降ノズルに多結晶Ni基合金、となる材料構成が最適である。

【0142】コンプレッサーブレードは17段で、得られる空気圧縮比は1.8である。

【0143】使用燃料として、天然ガス、軽油が使用される。

【0144】以上の構成によって、回転部の軸となるコンプレッサーディスク、ディスタントピース、タービンディスク、スペーサをマルテンサイト鋼により構成することにより、ガスタービン全体を保持する構造部材としてフェライト系の鉄系部材との熱膨張率が同等であるため起動時の効率が高いことから短時間で定常運転に達することができ、装置全体として総合的に信頼性が高くバランスされたガスタービンが得られる。また、初段タービンノズルへのガス入り口温度が1500℃、初段タービンブレードのメタル温度が920℃、ガスタービ

ンの排ガス温度は650℃であり、発電効率がLHV表示で37%以上の発電用ガスタービンが達成できる。

【0145】本実施例ではタービンは3段のものであるが、4段に対しても本実施例の蒸気タービンとの組合せに同様に適用できる。4段に対しては初段及び2段目のブレード及びノズルを本実施例と同様に材料及び冷却を行い、3段及び4段を本実施例の3段と同様に材料及び冷却を行うことができる。

【0146】B. 高中低圧一体型蒸気タービン

10 図8に本発明に係る再熱型高中低圧一体型蒸気タービンの部分断面図を示す。本発明に係る蒸気タービンは再熱型で高低圧一体型のロータシャフト3に植設されたブレード4を高圧部6段、中圧部4段、低圧部4段の14段備えている。他の蒸気タービンにおいては高圧部7段、中圧部6段及び低圧部5段の18段備えたものも同様の構造である。高圧部と中圧部には内部ケーシングが設けられる。本実施例では、前述の如くガスタービンから出た排ガスの温度は650℃であり、その排ガスを排熱回収ボイラ(HRSG)に送り、538℃の高圧蒸気を得る。この高圧蒸気は蒸気のコントロールバルブ55を

20 通って蒸気入口121より前述の如く538℃、16.9atgの高圧高圧側に流入する。蒸気は入口より左側方向に流れ、高圧蒸気出口122より出て、再び538℃に加熱されて再熱蒸気入口123より中圧タービン部に送られる。中圧タービン部に入った蒸気は低圧タービン部へと送られるとともに低圧蒸気入口124からも蒸気を送られる。そして蒸気温度33℃、7.22mmHgとなって最終段のブレード4より排出される。本発明に係る高低圧一体型ロータシャフト3は538℃の蒸気から33℃

30 の温度までさらされるので、前述した特性のNi-Cr-Mo-V低合金鋼の鍛鋼が用いられる。高低圧一体型ロータシャフト3のブレード4の植込み部はディスク状になっており、高低圧一体型ロータシャフト3より一体に切削されて製造される。ディスク部の長さはブレードの長さが短いほど長くなり、振動を少なくするようになっている。蒸気入口に対し高圧側のブレード4は5段以上の6段あり、2段以降同じ間隔で配置され、初段と2段との間隔は2段以降の間隔の1.5~2.0倍であり、更にブレード植込部の軸方向の幅は初段が最も厚く、2段目より最終段にかけて段階的に徐々に厚く、初段の厚さは2段目の厚さの2~2.6倍である。

【0147】蒸気入口に対して中圧側のブレード4は4段あり、ブレード植込部の軸方向の幅は初段と最終段が同等の厚さで最も厚く、2段及び3段目と下流側に向って大きくなる。低圧部は4段で、ブレード植込部の軸方向の幅は最終段の厚さはその直前の厚さの2.7~3.3倍、最終段の直前の厚さはその直前の厚さの1.1~1.3倍である。中圧部の初段から4段目までのブレードの中心間隔はほぼ同じ間隔であり、低圧部は初段以降最終段にかけて間隔が大きくなり、各段の間隔の前

段の間隔に対する比が下流側で大きくなっており、更に初段の間隔が前段の間隔に対する比が1.1~1.2倍及び最終段と前段との間隔の前段における間隔に対する比が1.5~1.7倍である。

【0148】ブレードの長さは中圧・低圧側が初段から最終段にかけて徐々に大きくなり、各段の前段に対する長さは1.2~2.1倍有し、5段目まで1.2~1.35倍で長くなり、低圧部2段目が1.5~1.7倍、3段及び4段が各々1.9~2.1倍である。

【0149】本実施例における各段の長さは中圧部より 10 2.5"、3"、4"、5"、6.3"、10"、20.7"及び40"である。

【0150】14は内部ケーシング、15は外部ケーシングである。

【0151】(1)ロータシャフト

表5は本発明に係る高中低圧一体型蒸気タービンロータの靱性及びクリープ破断試験に供した代表的な試料の化学組成を示す。試料は真空高周波溶解炉で溶解・造塊し、温度850~1150℃で30mm角に熱間鍛造した。試料No.3~No.12は本発明に係る材料である。 20 試料No.1及び2は比較のため溶製したものであり、No.1はASTM規格A470class8 相当材、No.2は*

*ASTM規格A470class7 相当材である。これら試料は、高中低圧一体型蒸気タービンロータシャフト中心部の条件をシュミレートして、950℃に加熱しオーステナイト化した後、100℃/hの速度で冷却し焼入れた。ついで、665℃×40h加熱し炉冷し、焼戻し処理した。本発明に係るCr-Mo-V鋼はフェライト相を含まず、全ペーナイト組織であった。

【0152】本実施例におけるロータシャフトは、重量で、C0.05~0.30%、好ましくは0.18~0.25%、Si0.1%以下、好ましくは0.06%以下、Mn0.3%以下、好ましくは0.02~0.20%、Ni1.0~2.5%、好ましくは1.5~2.0%、Cr0.8~3.0%、好ましくは1.5~2.5%、Mo0.5~2.5%、好ましくは0.8~1.5%、V0.10~0.35%、好ましくは0.15~0.30%を含む全焼戻しペーナイト組織を有する鍛鋼が好ましい。更に、この鋼にはNb0.01~0.10%、好ましくは0.015~0.050%及びW0.1~0.5%を1種以上含むことが好ましい。

【0153】

【表5】

| 試料 No. | 組 成 (wt%) | | | | | | | | | | | | (ppm) | Ni | Cr | Mn |
|-----------|-----------|------|------|-------|-------|------|------|------|------|------|------|--------------------|----------------|------|------|-------|
| | C | Si | Mn | P | S | Ni | Cr | Mo | W | V | Nb | その他 | O ₂ | Mo | Mo | Ni |
| 1 | 0.33 | 0.27 | 0.77 | 0.007 | 0.010 | 6.34 | 1.06 | 1.28 | — | 0.27 | — | — | 26 | 0.27 | 0.83 | 2.28 |
| 2 | 0.23 | 0.05 | 0.30 | 0.009 | 0.012 | 3.58 | 1.66 | 0.40 | — | 0.12 | — | — | 20 | 8.90 | 4.15 | 0.084 |
| 3 | 0.28 | 0.02 | 0.16 | 0.003 | 0.004 | 1.84 | 1.95 | 1.10 | — | 0.27 | — | — | 18 | 1.67 | 1.77 | 0.092 |
| 4 | 0.24 | 0.02 | 0.18 | 0.001 | 0.006 | 1.80 | 1.91 | 1.18 | — | 0.28 | 0.03 | — | 10 | 1.61 | 1.82 | 0.105 |
| 5 | 0.23 | 0.03 | 0.19 | 0.002 | 0.006 | 1.63 | 1.88 | 1.11 | 0.20 | 0.26 | — | — | 18 | 1.67 | 1.69 | 0.103 |
| 6 | 0.24 | 0.02 | 0.19 | 0.001 | 0.007 | 1.88 | 1.92 | 1.10 | 0.23 | 0.26 | 0.03 | — | 20 | 1.72 | 1.75 | 0.101 |
| 7 | 0.22 | 0.04 | 0.18 | 0.009 | 0.008 | 1.83 | 1.65 | 1.18 | 0.28 | 0.26 | — | Ti 0.03 B 0.004 | 20 | 1.58 | 1.59 | 0.098 |
| 8 | 0.24 | 0.05 | 0.19 | 0.005 | 0.007 | 1.85 | 1.97 | 1.18 | — | 0.28 | 0.05 | Ca 0.008 | 18 | 1.57 | 1.68 | 0.103 |
| 9 | 0.26 | 0.03 | 0.19 | 0.008 | 0.010 | 1.89 | 1.89 | 1.20 | — | 0.28 | 0.04 | La 0.08 Ce 0.08 | 18 | 1.58 | 1.66 | 0.101 |
| 10 | 0.23 | 0.05 | 0.24 | 0.006 | 0.008 | 1.90 | 1.91 | 1.16 | 0.24 | 0.28 | — | Al 0.008 | 18 | 1.65 | 1.65 | 0.126 |
| 11 | 0.28 | 0.05 | 0.18 | 0.007 | 0.008 | 1.80 | 1.80 | 1.23 | — | 0.24 | — | Ta 0.08 | 12 | 1.46 | 1.54 | 0.100 |
| 12 | 0.25 | 0.04 | 0.18 | 0.009 | 0.009 | 1.86 | 1.69 | 1.23 | 0.14 | 0.26 | — | Zr 0.30 | 18 | 1.51 | 1.37 | 0.097 |

鋼
の

【0154】本発明に係る鋼のオーステナイト化温度は 900~1000℃にする必要である。900℃未満では高い靱性が得られるもので、クリープ破断強度が低くなってしまふ。1000℃を超える温度では高いクリープ破断強度が得られるものの、靱性が低くなってしまふ。焼戻し温度は630℃~700℃にする必要がある。630℃未満では高い靱性が得られず、700℃を超える温度では高いクリープ破断強度が得られない。

【0155】表6は引張、衝撃及びクリープ破断試験結果を示す。靱性は温度20℃で試験したVノッチシャルビー衝撃吸収エネルギーで示した。クリープ破断強度は

ラルソンミラー法で求めた538℃、10⁵h 強度で示した。表から明らかなように本発明に係る材料は、室温の引張強さが88kg/mm²以上、0.2%耐力70kg/mm²以上、FATT40℃以下、衝撃吸収エネルギーが加熱前後でいずれも2.5kg-m以上及びクリープ破断強度が約11kg/mm²以上と高く、高中低圧一体型タービンロータとしてきわめて有用であると言える。特に、33.5インチ長翼を植設するタービンロータ材としては約15kg/mm²以上の強度を有するものがよい。

【0156】

【表6】

| 試料 No. | 引張強さ (kg/mm ²) | 伸び (%) | 絞り (%) | 衝撃吸収エネルギー (kg-m) | 50%FATT (℃) | 538℃切欠クリープ破断強さ (kg/mm ²) |
|-----------|-------------------------------|-----------|-----------|---------------------|----------------|---|
| 1 | 88.1 | 20.1 | 60.8 | 1.3 | 120 | 14.0 |
| 2 | 72.4 | 25.2 | 75.2 | 12.0 | -20 | 6.5 |
| 3 | 88.9 | 21.4 | 70.9 | 8.9 | 35 | 17.5 |
| 4 | 89.0 | 21.9 | 71.8 | 9.8 | 28 | 18.8 |
| 5 | 88.5 | 23.6 | 73.0 | 6.8 | 39 | 19.8 |
| 6 | 88.8 | 21.8 | 72.3 | 7.8 | 34 | 18.4 |
| 7 | 89.8 | 21.8 | 71.4 | 10.6 | 5 | 19.3 |
| 8 | 88.8 | 22.8 | 72.6 | 11.9 | -2 | 18.8 |
| 9 | 88.5 | 22.9 | 72.8 | 13.9 | -9 | 19.8 |
| 10 | 91.8 | 20.0 | 70.8 | 10.9 | 3 | 18.4 |
| 11 | 91.8 | 20.4 | 70.2 | 12.0 | -3 | 19.5 |
| 12 | 90.8 | 20.8 | 70.8 | 11.2 | 0 | 18.8 |

※
①

【0157】No. 7～No. 12は、それぞれ、希土類元素 (La-Ce), Ca, Zr, Ta 及び Al 添加材であるが、これらの元素添加により靱性が向上する。特に希土類元素の添加が靱性向上に有効である。La-Ce のほか Y 添加材についても調べ、著しい靱性向上効果のあることを確認している。

【0158】また、O₂ を 100ppm 以下にすることにより約 12kg/mm² 以上の高い強度が得られ、特に 80ppm 以下で 15kg/mm² 以上で、更に 40ppm 以下で 18kg/mm² 以上の高いクリープ破断強度が得られる。

【0159】538℃、10⁵ 時間クリープ破断強度は、Ni 量が増加するにつれて低下傾向を示し、特に、Ni 量が 2% 以下では約 11kg/mm² 以上の強度を示す。特に、1.9% 以下では 12kg/mm² 以上の強度を示す。

【0160】Ni 量が 1.52～2.0% を含むものの Mn/Ni 又は (Si+Mn)/Ni 比との関係を調べた結果、Mn/Ni 比が 0.12 以下、Si+Mn/Ni 比が 0.04～0.18 で 2.5kg-m 以上の高い衝撃値を示すことが分った。

【0161】本発明に係る鋼のオーステナイト化温度は 870～1000℃ が好ましい。高い靱性と高いクリープ破断強度を得るには 870～1000℃ が好ましい。焼戻し温度は高い靱性とクリープ破断強度を得るに 610℃～700℃ が好ましい。引張、衝撃及び切欠クリープ破断試験結果から、靱性は温度 20℃ で試験した V ノッチシャルピー衝撃吸収エネルギーで示した。クリープ破断強度はラルソンミラー法で求めた 538℃、10⁵ h 強度で示した。表から明らかなように本発明材は、室温の引張強さが 88kg/mm² 以上、0.2% 耐力 70kg/mm² 以上、FATT 40℃ 以下、衝撃吸収エネルギーが加熱前後でいずれも 2.5kg-m 以上及びクリープ破

断強度が約 12kg/mm² 以上と高く、高中低圧一体型タービンロータとしてきわめて有用であると言える。特に、33.5 インチ長翼を植設するタービンロータ材としては約 15kg/mm² 以上の強度を有するものがよい。

【0162】更に、(Ni/Mo) 比が 1.25 以上及び (Cr/Mo) 比が 1.1 以上、又は (Cr/Mo) 比が 1.45 以上、及び (Cr/Mo) 比が $[-1.11 \times (Ni/Mo) + 2.78]$ によって求められる値以上とすることにより全体を同じ熱処理とすることにより 538℃、10⁵ 時間クリープ破断強度が 12kg/mm² 以上の高い強度が得られる。

【0163】図 9 は本発明に係る高中低圧一体型ロータシャフト 3 の形状である。本実施例のロータシャフトは表 7 に示す合金組成の鍛鋼をアーク溶解炉にて溶解後、取鍋に注湯し、次いで取鍋の下部より Ar ガスを吹き込み真空精錬して、造塊した。次いで、900～1150℃ で最大直径 1.7m、長さ約 8m に鍛造し、高圧側 16 を 950℃、10 時間、中圧・低圧側 17 を 880℃、10 時間加熱保持した後、中心部で約 100℃/h となるようにシャフトを回転しながら水噴霧冷却又は水中に浸漬させて行った。次いで高圧側 116 を 650℃ で 40 時間、中圧・低圧側 117 を 625℃ で 40 時間加熱保持の焼戻しを行った。このロータシャフト中心部より試験片を切り出しクリープ破断試験、V ノッチ衝撃試験 (試験片の断面積 0.8cm²)、引張試験を行った。表 8 は試験結果を示すものである。尚、図に示すように高圧側 116 及び中圧・低圧側 117 の各ブレードの植込み部 18 の軸方向の幅と間隔は前述のとおりである。19 は軸受の部分、20 はカップリングである。

【0164】

【表 7】

表 7

| C | Si | Mn | P | S | Ni | Cr | Mo | V | Fe |
|------|------|------|--------|--------|------|------|------|------|----|
| 0.23 | 0.01 | 0.20 | ≤0.005 | ≤0.005 | 1.80 | 2.01 | 1.20 | 0.27 | 残部 |

(S n ≤ 0.010, A l ≤ 0.008, C u ≤ 0.10, S b ≤ 0.005, A s ≤ 0.008, O₂ ≤ 0.003)

【0165】

【表8】

表 8

| | | 高 圧 部 | 低 圧 部 |
|----------------------------|----------------------------|--------------------|---------------------|
| 引張強さ (kg/mm ²) | R.B. | ≥77.3 | ≥87.8 |
| | C.C. | ≥73.8 | ≥87.8 |
| 耐 力 (kg/mm ²) | R.B. | ≥59.7 | ≥72.0 |
| | C.C. | ≥56.2 | ≥72.0 |
| 伸び率 (%) | R.B. | ≥14 | ≥17 |
| | L.B. | ≥17 | ≥17 |
| | C.C. | ≥14 | ≥17 |
| 絞り率 (%) | R.B. | ≥40 | ≥50 |
| | L.B. | ≥45 | ≥50 |
| | C.C.(L.B.) | ≥40 | ≥50 |
| 衝撃値 (kg-m) | R.B. | ≥0.82 | ≥8.22 |
| | C.C.(R.B.) | ≥0.69 | ≥4.83 |
| 遷移温度 (℃) | R.B. | ≤121 | ≤-1.0 |
| | C.C.(R.B.) | ≤135 | ≤1.0 |
| クリープ破断強度 | 550℃, 30kg/mm ² | ≥186h | |
| | 600℃, 20kg/mm ² | ≥394h | |
| | 645℃, 10kg/mm ² | ≥690h | |
| 熱処理 | 焼 入 り | 850℃±10℃ (衝風冷却) | 880℃±10℃ (水噴霧冷却) |
| | 焼 戻 し | ≥648℃ | ≥590℃ |

【0166】高圧部の動翼部及び静翼部における直径は各段において同一であり、中圧部から低圧部においては動翼部では徐々に直径が大きくなり、中圧部初段から4段までは静翼部での直径は同じ、4段～6段間での静翼部での直径は同じ、6段～8段までの静翼部での直径は同じで、後段になるにつれて直径が大きくなった。

【0167】また、最終段の翼植込部の軸方向幅は翼部長さに対し0.3倍であり、0.28～0.35倍とするのが好ましい。

【0168】ロータシャフトはその最終段での翼部直径が最も大きく、その直径は翼部長さの1.72倍であり、1.60～1.85倍とするのが好ましい。

【0169】更に、軸受間長さは最終段ブレードにおける翼部先端間の直径に対して1.65倍であり、1.55～1.75倍とするのが好ましい。

【0170】本実施例では発電機により10～20万KWの発電ができる。本実施例におけるロータシャフトの軸受32の間は約520cm、最終段ブレードにおける外径316cmであり、この外径に対する軸間比が1.65である。この軸受間の長さは発電出力1万KW当り0.52mである。

【0171】また、本実施例において、最終段ブレードとして40インチを用いた場合の外径は365cmとなり、この外径に対する軸受間比が1.43となる。これにより発電出力20万KWが可能であり、1万KW当り

の軸受間距離が0.26mとなる。

【0172】これらの最終段ブレードの長さに対するロータシャフトのブレード植込み部の外径との比は3.3.5"ブレードでは1.70及び40"ブレードでは1.71である。

【0173】本実施例は蒸気温度566℃に対しても適用でき、その圧力を121、169及び224atgとする場合にも適用できる。

【0174】単機出力の増加は、最終段動翼の翼長を増大し、蒸気流量を増す必要がある。例えば、最終段動翼の翼長を26インチを超える33.5インチ長翼にすると環帯面積が1.7倍程度増える。したがって、従来出力100MWから170MWに、さらに40インチまで翼長を長くすれば、単機出力を2倍以上に増大することができる。

【0175】30インチ以上40インチクラスの長翼を使用する場合、引張強さ88kg/mm²以上の材料が好ましい。

【0176】さらに、30インチ以上の長翼を取付ける高高低圧一体型蒸気タービンロータ材としては、高圧側の高温破壊に対する安定性確保の点から538℃、10⁵hクリープ破断強度15kg/mm²以上、低圧側の脆性破壊に対する安全性確保の点から室温の衝撃吸収エネルギー2.5kg-m (3kg-m/cm²)以上が好ましい。ロータシャフトの焼入れ方法として、以下の方法によって行

うことができる。

(イ) 各素体を940℃に均一に加熱した後、18段の蒸気タービンにおいては高圧部および中圧部に相当する部分又は14段の蒸気タービンにおいては高圧部分を、実体のタービンロータ素体を強制空冷した場合の中心部冷却速度を想定した25℃/hの冷却速度で冷却し、低圧部又は中圧・低圧部に相当する部分を、噴水又は水中冷却した場合の中心部冷却速度を想定した50℃/hの冷却速度で冷却して、冷却速度に差異を設け焼入れする方法（均一加熱・偏差冷却）。

【0177】(ロ) タービンロータ素体を(イ)と同様に高圧部および中圧部に相当する部分又は高圧部を970℃、低圧部又は中圧・低圧部に相当する部分を930℃に加熱し、その後、実体のタービンロータ素体を噴水又は水中冷却した場合の中心部冷却速度を想定した50℃/hの冷却速度で冷却して、焼入れする方法（偏差加熱・均一冷却）。

【0178】(ハ) タービンロータ素体を(イ)と同様に高圧部および中圧部に相当する部分又は高圧部を970℃、低圧部又は中圧・低圧部に相当する部分を930℃に加熱し、さらに、高・中圧部に相当する部分又は高圧部を、実体のタービンロータ素体を強制空冷した場合の中心部冷却速度を想定した25℃/hの冷却速度で冷却し、低圧部又は中圧・低圧部に相当する部分を、噴水冷却した場合の中心部冷却速度を想定した50℃/hの冷却速度で冷却して、焼入れする方法（偏差加熱・偏差冷却）。各素体は、焼入れの冷却として水槽の中に浸漬させるとともに水を攪拌させる方法によって行うこともでき、その焼入れ後に、650℃で20時間の焼戻しを施す。

【0179】熱処理後の供試鋼の材料試験結果から本発明法によれば、従来法に比べて、高圧部では高温クリープ強度が向上し、低圧部では靱性が向上している。また、本発明法中では、偏差加熱・偏差冷却及び均一加熱・偏差冷却より偏差加熱・均一冷却による方法が顕著な効果が得られる。

【0180】(2) ブレード

高温高圧側の3段の長さが約40mmで、重量でC0.20~0.30%, Cr10~13%, Mo0.5~1.5%, W0.5~1.5%, V0.1~0.3%, Si0.5*40

*% 以下、Mn1%以下及び残部Feからなるマルテンサイト鋼の鍛鋼で構成した。

【0181】中圧部は低圧側になるに従って徐々に長さが大きくなり、重量でC0.05~0.15%, Mn1%以下, Si0.5% 以下, Cr10~13%, Mo0.5%以下, Ni0.5% 以下, 残部Feからなるマルテンサイト鋼の鍛造で構成した。

【0182】最終段として、60サイクルに対して翼部長さ35インチでは、一周で約90本あり、重量でC0.08~0.18%, Mn1%以下, Si0.25%以下, Cr8~13%, Ni2.0~3.5%, Mo1.5~3.0%, V0.05~0.35%, N0.02~0.10%, Nb及びTaの一種以上を合計量で0.02~0.20%を含むマルテンサイト鋼の鍛造によって構成した。特に、本実施例では実施例1の表1のNo.2の合金を用いた。また、この最終段にはステライト板からなるエロージョン防止のシールド板が溶接によってその先端で、リーディングエッジ部に設けられる。またシールド板以外に部分的な焼入れ処理が施される。更に、50サイクルには43インチ以上の翼部長さのものが同様のマルテンサイト鋼の鍛造材が用いられる。

【0183】これらのブレードは各段で4~5枚をその先端に設けられた突起テノンのかしめによる同材質からなるシュラウド板によって固定される。

【0184】表9は高低圧一体型蒸気タービン用長翼材に係る12%Cr鋼の化学組成(重量%)を示すものである。試料No.1~No.6はそれぞれ150kg真空高周波溶解し、1150℃に加熱し鍛造して実験素材とした。試料No.1は、1000℃で1h加熱後油焼入れ(冷却速度100℃/分以上)により室温まで冷却し、次いで、570℃に加熱し、2h保持後室温まで空冷した。No.2は、1050℃で1h加熱後油焼入れにより室温まで冷却し、次いで、570℃に加熱し2h保持後室温まで空冷した。試料No.3~No.7は、1050℃で1h加熱後油焼入れにより室温まで冷却し、次いで、560℃に加熱し2h保持後室温まで空冷し(1次焼戻し)、更に580℃に加熱し2h保持後室温まで炉冷した(2次焼戻し)。

【0185】

【表9】

| No. | C | Si | Mn | Cr | Ni | Mo | W | V | Nb | N | Ni-Mo | $\frac{Nb}{C}$ | C+Nb | $\frac{Nb}{N}$ | $C + \frac{V}{2} + Nb$ |
|-----|------|------|------|------|------|------|------|------|------|------|-------|----------------|------|----------------|------------------------|
| 1 | 0.12 | 0.15 | 0.75 | 11.5 | 2.60 | 1.70 | — | 0.39 | — | 0.03 | 0.90 | — | — | — | 0.30 |
| 2 | 0.28 | 0.28 | 0.71 | 11.6 | 0.73 | 1.10 | 1.12 | 0.21 | — | 0.04 | — | — | — | — | — |
| 3 | 0.14 | 0.04 | 0.16 | 11.4 | 2.70 | 2.10 | — | 0.26 | 0.08 | 0.06 | 0.60 | 0.57 | 0.22 | 1.33 | 0.350 |
| 4 | 0.13 | 0.04 | 0.15 | 11.5 | 2.50 | 2.40 | — | 0.28 | 0.10 | 0.05 | 0.10 | 0.77 | 0.23 | 2.0 | 0.370 |
| 5 | 0.13 | 0.08 | 0.13 | 11.4 | 2.65 | 3.10 | — | 0.25 | 0.11 | 0.06 | -0.45 | 0.85 | 0.22 | 1.83 | 0.365 |
| 6 | 0.14 | 0.04 | 0.17 | 11.4 | 2.61 | 3.40 | — | 0.26 | 0.10 | 0.06 | -0.79 | 0.71 | 0.24 | 1.67 | 0.379 |
| 7 | 0.14 | 0.04 | 0.30 | 11.5 | 2.50 | 2.30 | — | 0.27 | 0.10 | 0.07 | 0.30 | 0.71 | 0.24 | 1.43 | 0.379 |

表
9

【0186】表9において、No.3, 4及び7は本発明材、No.5及びNo.6は比較材、No.1及び2は、現用

の長翼材である。

【0187】表10はこれら試料の室温の機械的性質を示す。本発明材(No. 3, 4及び7)は、蒸気タービン用長翼材として要求される引張強さ(120kgf/mm²以上又は128.5kgf/mm²以上)及び低温靱性(20℃Vノッチシャルピー衝撃値4kgf-m/cm²以上)を十分満足することが確認された。

【0188】これに対し、比較材のNo. 1, No. 5及び6は、蒸気タービン用長翼に使用するには、引張強さと衝撃値とで示される両方又はいずれかの値が低い。比較材No. 2は、引張強さ及び靱性が低い。No. 5は、衝撃値が3.8kgf-m/cm²と若干低く、43"以上に対しては4kgf-m/cm²以上の要求に若干不足である。

【0189】

【表10】

表 10

| 試料 No. | 引 張 強 さ (kgf/mm ²) | 伸 び (%) | 絞 り (%) | 衝 撃 値 (kgf-m/cm ²) |
|-----------|-----------------------------------|------------|------------|-----------------------------------|
| 1 | 114.4 | 19.0 | 60.1 | 8.0 |
| 2 | 114.6 | 18.6 | 58.7 | 1.2 |
| 3 | 132.5 | 21.0 | 67.1 | 5.2 |
| 4 | 134.9 | 20.8 | 66.8 | 4.8 |
| 5 | 137.0 | 18.5 | 59.8 | 3.8 |
| 6 | 118.7 | 21.1 | 67.3 | 5.2 |
| 7 | 133.5 | 20.1 | 60.4 | 5.1 |

【0190】本実施例においてはNiとMo量とは同等の含有量で含有させることによって低温における強度と靱性とをともに高めるものであり、両者の含有量の差が大きくなるに従って強度が低下する傾向を示す。Ni量がMo量より0.6%以上少なくなると急激に強度が低下し、逆に1.0%以上多くなることによっても急激に強度が低下する。従って、(Ni-Mo)量が-0.6~1.0%が高い強度を示す。(Ni-Mo)量は-0.5%付近で衝撃値が低下するがその前後では高い値を示す。0.1~0.5%が好ましい。

【0191】試料No. 3の引張強さ及び衝撃値に及ぼす熱処理条件(焼入れ温度及び2次焼戻し温度)の影響を見ると、焼入れ温度は975~1125℃、1h焼戻し550~560℃で行った後、2次焼戻し温度は560~590℃である。表に示すように、長翼材として要求される特性(引張強さ ≥ 128.5 kgf/mm², 20℃ノッチシャルピー衝撃値 ≥ 4 kgf-m/cm²)を、満足することが確認された。

【0192】本発明に係る12%Cr鋼は特に、C+Nb量が0.18~0.35%で(Nb/C)比が0.45

~1.00、(Nb/N)比が0.8~3.0が好ましい。C+Nb量は0.19~0.29%、より0.21~0.27%又はC+V/2+Nb量は0.33~0.43%、より0.35~0.41%が好ましい。

【0193】全試料とも全焼戻しマルテンサイト組織を有し、各試料の平均結晶粒径は粒度番号(GSNo.)で5.5~6.0である。また、(Nb/C)比は0.5~1.0、(Nb/N)比は1.3~2.0が好ましい。更に、(Mn/Ni)比は0.11以下、より0.04~0.10が好ましい。

【0194】0.2%耐力と引張強さとの関係を示す線図から本発明に係る材料は特に、0.2%耐力(y)が36.0に引張強さ(x)を0.5倍した値を加えた値以上とするものが好ましい。0.2%耐力と0.02%耐力との関係を示す線図から本発明に係る材料は特に0.2%耐力(y)が58.4に0.02%耐力(x)を0.54倍した値を加えた値以上とするものが好ましい。

【0195】図10は3000rpm用の翼部長さが1092mm(43")である最終段ブレードの斜視図である。図11はその側面図である。41は、高速蒸気が突き当たる翼部、42はロータシャフトへの植込部、43は翼の遠心力を支えるためのピンを挿入するピン穴、44は蒸気中の水滴によるエロージョンを防止するためのエロージョンシールド(Co基合金のステライト板を溶接で接合)、47はカバーである。本実施例においては全体一体の鍛造後に切削加工によって形成されたものである。尚、カバー47は機械的に一体に形成することもできる。

【0196】図10及び図11に示す様に、翼植込み部42は8本の植込み部を有するフォーク型になっている。図11の側面にはフォーク型にピンを挿入するピン挿入孔43が3段に設けられ、それに対応して凹部が設けられている。ピン挿入孔43は翼部側が最も直径が大きく、徐々に小さくなっている。翼部41はその幅方向の傾きが車軸の軸方向に対して翼植込み部42がほぼ平行であり、翼先端部で約75度に徐々に傾いている。本実施例における翼植込み部42の最大幅は翼部先端の幅に対して約2.4倍であり、2.2~2.6が好ましい。48は翼部41の翼植込み部42近傍に対する接線の延長上の幅を示し、翼部41の有効幅となるもので、翼部先端の幅に対して約1.79倍有するものであり、1.60~1.85倍が好ましい。

【0197】43"長翼は、エレクトロスラグ再溶解法により溶製し、鍛造後・処理を行ったものである。鍛造は850~1150℃の温度範囲内で、熱処理は実施例1に示した条件(焼入:1050℃, 1次焼戻し:560℃, 2次焼戻し:580℃)で行った。表9のNo. 7はこの長翼材の化学組成(重量%)を示す。この長翼の金属組織は全焼戻しマルテンサイト組織であった。

【0198】表9のNo. 7には室温引張及び20℃Vノ

ツチシャルビー衝撃値を示す。本43"長翼の機械的性質は、要求される特性、引張強さ128.5kgf/mm²以上、20℃Vノッチシャルビー衝撃値4kgf-m/cm²以上を有し、十分満足することが確認された。

【0199】本実施例におけるエロージョンシールド（重量で、C1.0%、Si0.6%、Mn0.6%、Cr28%、W1.0%、残Coからなるステライト合金）44を電子ビーム溶接又はTIG溶接によって接合される。エロージョンシールド44は表と裏側との2個所で溶接される。ブレード先端部はその翼部と一体に形成したコンティニユアスカパー47が設けられる。

【0200】

【表11】

表 11

| 試験位置 | 引張強さ (kgf/mm ²) | 疲労強さ (kgf/mm ²) | FATT (°C) | 衝撃値 (kgf-m) | 伸び (%) | 絞り (%) | 0.02%耐力 (kgf/mm ²) | 引張強さ (kgf/mm ²) | 大 小 取 扱 部 |
|----------------|--------------------------------|--------------------------------|--------------|----------------|-----------|-----------|-----------------------------------|--------------------------------|-----------------------|
| ダブテイル部 | 132 | 69 | -14 | 8.8 | 16.7 | 65 | 97 | 132 | ダブテイル部 |
| 翼プロファイル 根元部 | 132 | 74 | -22 | 9.5 | 16.2 | 67 | 98 | 132 | 翼プロファイル 根元部 |

【0201】表11は25℃での長翼材の機械的特性を示すものである。

【0202】(3) 静翼7には、高圧の3段までは動翼と同じ組成のマルテンサイト鋼が用いられるが、他には前述の中圧部の動翼材と同じものが用いられる。

【0203】(4) ケーシングには、内部ケーシング14と外部ケーシング15があり、内部ケーシングは重量でC0.15~0.3%、Si0.5%以下、Mn1%以下、Cr1~2%、Mo0.5~1.5%、V0.05~0.2%、Ti0.1%以下のCr-Mo-V鋼が用いられる。

【0204】発電機により10~20万KWの発電ができる。本実施例におけるロータシャフトの軸受62の間は約520cm、最終段ブレードにおける外径316cmであり、この外径に対する軸間比が1.65である。発電容量として10万KWが可能である。この軸受間の長さは発電出力1万KW当り0.52mである。

【0205】また、本実施例において、最終段ブレードとして40インチを用いた場合の外径は365cmとなり、この外径に対する軸受間比が1.43となる。これにより発電出力20万KWが可能であり、1万KW当りの軸受間距離が0.26mとなる。

【0206】これらの最終段ブレードの長さに対するロータシャフトのブレード植込部の外径との比は3.3。5"ブレードでは1.70及び40"ブレードでは1.71である。

【0207】本実施例によれば、回転部の構造材を全て熱膨張係数の小さいフェライト鋼で構成されるとともにそれを被い、タービンノズル、コンプレッサーノズルを支持する全体が同じ熱膨張係数を有するフェライト鋼で構成されるので、起動時停止時での急速な対応ができ、熱効率の向上に寄与するものである。

【0208】本実施例では前述のガスタービンと蒸気タービンとを一軸に結合して発電したものであるが、発電のHHV効率は50%以上である高いコンバインド発電プラントが得られた。

【0209】本実施例では蒸気温度を566℃としても適用でき、その圧力を121、169及び224atgの各々の圧力でも適用できる。

【0210】【実施例2】図12は実施例1の水蒸気冷却に代えてクローズド空気冷却方式を有する空気圧縮型3段タービンのタービン上半部の断面構造である。本実施例におけるタービン構造の基本構造及び材料構成は実施例1とほぼ同じものである。

【0211】本実施例における空気冷却方式は初段ブレード51及び第2段ブレード52が実施例1の水蒸気冷却と同じ冷却通路を有しており、更に第2段ノズル82及び第3段ノズル83の冷却は実施例1と同様の冷却通路を有している。初段ノズルの冷却は初段ブレード及び2段ブレードの冷却と同じ圧縮機によって圧縮され、ケーシング80の内側から抽気し、クーラー67によって冷却するとともにブースター65によって圧縮された空

気によって行われる。初段ノズル81及びブレード51、52を冷却した空気はケーシング80内に放出される。

【0212】タービン部を出た燃焼ガスは排熱回収ボイラ(HRSG)に送られ、それにより水蒸気を作る。

【0213】本実施例における初段ノズル81は冷却孔を有し、外周側サイドウォール側より冷却空気が入り、複数の冷却孔が設けられたベーンを通り、内周側サイドウォールを通過してケーシング80内に放出される構造を有する。

【0214】本実施例ではタービンディスク11、12、タービンスタブシャフト、タービンスタッキングボルトを実施例1に示した全焼戻しマルテンサイト鋼を使用し、タービンディスク13に重量で、C0.05~0.2%、Si0.5%以下、Mn1%以下、Cr8~13%、Ni3%以下、Mo1.5~3%、V0.05%~0.3%、Nb0.02~0.2%、N0.02~0.1%及び残部が実質的にFeからなる全焼戻しマルテンサイト組織を有する耐熱鋼を用いる。この耐熱鋼として実施例5の表10に示すものを用いた。後述するように、450℃、10⁵hクリープ破断強度が50kgf/mm²以上、20℃Vノッチシャルピー衝撃値が7kgf-m/cm以上であり、高温ガスタービン用材として必要な強度を十分満足する。また、これらのマルテンサイト鋼はフェライト系の結晶構造を持つが、フェライト系材料は、Ni基合金のようなオーステナイト系材料に比べて熱膨張率が小さい。タービンディスクにNi基合金を用いるよりも耐熱鋼を使用する本実施例の方が、熱効率が高く、更にディスク材の熱膨張率が小さいディスクに発生する熱応力を低減し、亀裂の発生、破壊を抑制できる。他各部の材料及び構造は実施例1と同じである。

【0215】コンプレッサーブレードは17段で、得られる空気圧縮比は18である。

【0216】使用燃料として、天然ガス、軽油が使用される。

【0217】以上の構成によって、総合的に信頼性が高くバランスされたガスタービンが得られ、初段タービンノズルへのガス入り口温度が1500℃、初段タービンブレードのメタル温度が900℃、ガスタービンの排ガス温度は650℃であり、発電効率がLHV表示で37%以上の発電用ガスタービンが達成できる。

【0218】図13は実施例1と同様にガスタービン1台と高中低圧一体型蒸気タービンと各々に発電機を備えた組合せの多軸型コンバインドサイクル発電システムを示す構成図である。本実施例におけるガスタービンは前述の通りであり、圧縮機で圧縮された空気はそれを冷却する空気予冷器(I.C)を通り、更にその空気を圧縮するブースト圧縮機(B.C)を通過して前述の経路によってブレード(動翼)とノズル(静翼)とを冷却し、その冷却に用いた空気は暖められて燃焼器に用いられる。

本実施例における燃焼ガス温度は1500℃以上であり、排ガス温度は600℃以上で、前述と同様に脱硝装置(Denox)が設けられた排熱回収ボイラ(HRSG)により530℃以上の水蒸気が発生する。530℃以上の水蒸気は高中低圧一体型蒸気タービンの高圧部(HP)に入り、高圧部(HP)より出た水蒸気は再びHRSGの先頭部に入って再加熱され、HPの入口温度と同じ温度に加熱されて中圧部(IP)から低圧部(LP)へと流入して、復水器に入り、次いでHRSG後段部に入って再加熱されて530℃以上になってHP部に入る経路を有する。

【0219】本実施例におけるガスタービン及び高中低圧一体型蒸気タービンの構成は実施例1とほぼ同様のものである。本実施例においてはガスタービンが20~30万KW及び蒸気タービンが10~20万KWを有し、プラントのHHV効率が50%以上得られる。また複数のガスタービン及び蒸気タービンにより全体で70~100万KWの発電が可能である。本実施例では多軸型としたものであるが、ガスタービンと蒸気タービンとを一軸で直結し、発電機1台で発電する方式にも実施できる。また、本実施例では蒸気温度は538℃(1000°F)及び566℃(1050°F)に適用可能であるが、更に593℃(1100°F)に対しては高中低圧一体型ロータシャフトとして本発明に係るタービンディスクに用いた8~12.5重量%Crを含有するマルテンサイト鋼が好ましい。

【0220】本実施例ではタービンは3段のものであるが、4段に対しても本実施例の蒸気タービンとの組合せに同様に適用できる。4段に対しては初段及び2段目のブレード及びノズルを本実施例と同様に材料及び冷却を行い、3段及び4段を本実施例の3段と同様に材料及び冷却を行うことができる。

【0221】本実施例によれば、実施例1と同様にガスタービンにおいては、急速に起動と停止ができることからより高い熱効率が得られ、発電のHHV効率は50%以上を有するコンバインド発電プラントが得られる。

【0222】〔実施例3〕図14は前述のガスタービンから出た排ガスを排熱回収ボイラ(HRSG)に供給して発生し、その水蒸気によって前述の様にガスタービンを冷却するとともに蒸気タービンとして高圧蒸気タービン(HP)、中圧蒸気タービン(IP)及び低圧蒸気タービン(LP)に分割された蒸気タービンを備えたコンバインドサイクル発電システムの構成図である。本実施例は実施例1と異なるのは蒸気タービンを高圧、中圧及び低圧蒸気タービンに分けて構成するとともに、高圧部と中圧部とを一体のロータシャフトとし、低圧部は別の組成のロータシャフトによって構成した点である。水蒸気の入口温度はHP及びIPが同じ温度で入り、538℃又は566℃で実施され、LPではその入口温度は約300℃となる。HPから出た蒸気は排熱回収ボイラにて

加熱され、IPに入る。蒸気タービンにおけるHP及びIPは一軸の一体のロータシャフトからなり、LPとはロータシャフト材は異なった材料が用いられる。HPとIPのロータシャフトには表3のNo. 1の材料及びLPには表3のNo. 2の材料が用いられる。本実施例でのLPの最終段ブレードは実施例1と同様に翼部長さが43インチの12%Cr系マルテンサイト鋼が用いられる。ケーシングはHPとIPで一車室及びLPで一車室の二車室によって構成される。IPから出た水蒸気はHRSGから出た約300℃の水蒸気とともに左右対称のタービン構造を有するLPの中心部に流入される。本実施例におけるガスタービンの構成は実施例1とほぼ同じであり、ガスタービン及び蒸気タービンの出力はいずれも実施例1と同様であり、発電のHHV効率は50%以上得られる。

【0223】【実施例4】本実施例は実施例1～3のガスタービンに代えて以下の要件を有するものである。

【0224】ガスタービンの初段ブレード51は、Ni基超合金の単結晶製造物であり、重量でCr6～8%、Mo0.5～1%、W6～8%、Re1～4%、Al4～6%、Ta6～9%、Co0.5～10%、Hf0.03～0.13%、および残部不可避の不純物とNiからなる合金で構成する。初段ブレードは翼部130mm、その全長は約220mmである。この単結晶製造物の10⁵時間14kgf/mm²の耐用温度は930℃～940℃であり、内部に複雑な空気冷却孔を設けており運転中は圧縮空気により冷却する。冷却方式はクローズド方式、冷却構造はスタッガードリブ方式である。ブレードの表面には、重量でAl2～5%、Cr20～30%、Y0.1～1%を含み残部Ni又はNi+Coからなる合金層を非酸化性減圧雰囲気下でプラズマ溶射によって50～150μmの厚さに設け耐食性を高めた。本単結晶製造物は1250～1350℃で固溶化処理後、1000～1100℃及び850～950℃での2段階効処理を行い、一辺が1μm以下の長さのγ'相を50～70体積%で析出させたものである。

【0225】第2段ブレード52および第3段ブレード53は重量で、Cr12～16%、Mo0.5～2%、W2～5%、Al2.5～5%、Ti3～5%、Ta1.5～3%、Co8～10%、Co0.05～0.15%、B0.005～0.02%、および残部不可避の不純物とNiからなるNi基超合金で構成する。これらのブレードは通常の製造により得られる等軸晶組織を有する。第2段ブレードは内部冷却孔を有しており、圧縮空気により冷却する。これらの材料の10⁵時間14kgf/mm²の耐用温度は840℃～860℃である。ブレード表面には、CrあるいはAlの拡散コーティングを施し、耐食性を高めた。これらのNi基合金は前述と同様に熱処理が施される。

【0226】初段ノズル81には重量で、Cr24～3

0%、Ni8～12%、W6～9%、Ti0.1～0.4%、Co8～10%、Co0.2～0.4%、B0.005%以下、Fe1.0%以下、Zr1.0%以下、Nb0.3%以下、Hf1.0%以下、Ta2.0%以下、および残部不可避の不純物とCoからなるCo基超合金の普通製造材（等軸晶組織）を用いる。この合金の10⁵時間6kgf/mm²の耐用温度は900℃～910℃である。冷却は、クローズド方式のインピンジ冷却である。初段ノズルの外表面の火炎に接する部分には、遮熱コーティング層が設けられる。これは、微細な柱状晶からなり、微細な直径50～200μmのマクロな柱状晶の中に直径10μm以下の柱状晶を有する2重構造の柱状晶組織を有するY₂O₃安定化ジルコニア層を蒸着によって100～200μmの厚さに設け、ベース金属とジルコニア層との間の結合層とからなる。該結合層は重量でAl2～5%、Cr20～30%、Y0.1～1%を含み残部Ni又はNi+Coからなる合金からなる溶射層である。合金層は耐食性を向上させる効果も併せもつ。本製造材は1150～1200℃で溶体化処理後、820～880℃で1段階効処理の熱処理が施される。

【0227】第2段ノズル82および第3段ノズル83には重量で、Cr21～24%、Co18～23%、Co0.05～0.20%、W1～8%、Al1～2%、Ti2～3%、Ta0.5～1.5%、B0.05～0.15%、および残部不可避の不純物とNiからなる合金Ni基超合金で構成する。これらのノズルは通常の製造により得られる等軸晶組織である。特に遮熱コーティング層を設ける必要はないが、第2段ノズルには耐食性を高めるためにCrあるいはAlの拡散コーティングを施す。それぞれ内部冷却孔を有しており、圧縮空気により冷却される。これらの材料の10⁵時間6kgf/mm²の耐用温度は840℃～860℃である。本製造材においても同様の熱処理が施される。

【0228】本実施例ではタービンディスク11、12に実施例1で用いた全焼戻しマルテンサイト鋼を用いた。また、タービンディスク13には、重量で、Co0.05～0.2%、Si0.5%以下、Mn1%以下、Ni3%以下、Cr8～13%、Mo1.5～3.0%、V0.05～0.3%、Nb0.02～0.10%及びN0.02～0.10%を含む全焼戻しマルテンサイト鋼を用いた。このものの具体例は実施例2と同様であり、その特性は、450℃、10⁵hクリープ破断強度が50kgf/mm²以上であり、高温ガスタービン用材として必要な強度は十分満足する。コンプレッサーブレードは17段で、得られる空気圧縮比は18である。使用燃料として、天然ガス、軽油が使用される。

【0229】以上の構成によって、前述と同様に総合的に信頼性が高く、高いバランスのガスタービンが得られ、初段タービンノズルへのガス入り口温度が1500℃、初段タービンブレードのメタル温度が920℃、

ガスタービンの排ガス温度は650℃であり、発電効率がLHV表示で37%以上の発電用ガスタービンが達成できるとともに、発電のHHV効率が50%以上である高いコンバインド発電プラントが得られる。

【0230】〔実施例5〕本実施例は実施例1～3のガスタービンに代えて以下の要件を有するものである。

【0231】本実施例におけるガスタービンの初段ブレード51は、実施例1とほぼ同じ構造を有し、Ni基超合金の一方凝固柱状晶鋳物であり、重量でCr5～16%、Mo0.3～2%、W2～9%、Al2.5～6%、Ti0.5～5%、Ta1～4%、Co8～10%、C0.05～0.15%、B0.005～0.02%、および残部不可避の不純物とNiからなるNi基超合金で構成する。初段ブレードの全長は約220mmである。この一方凝固柱状晶鋳物の10⁵時間14kgf/mm²の耐用温度は890～900℃であることから、材料のメタル温度を下げるための遮熱コーティング層が実施例1と同様に設けられる。一方凝固は翼部側より順次ダブルティルにわたって行われ、柱状晶によって構成される。柱状晶の直径は2～10mmで、翼部は小さく、シャンク部からは大きくなっている。一方凝固鋳造物は1200～1280℃で溶体化処理を施した後、1000～1150℃及び800～950℃での2段階効処理が施され、一辺の長さで2μm以下のγ'相を50～70体積%析出される。特に60～65体積%析出させるのが好ましい。

【0232】第2段ブレード52、第3段ブレード53には、実施例1と同様のものを用いる。

【0233】初段ノズル81は、実施例1と同様の合金を使用するが、遮熱コーティング層は以下の構造を有する。表面部から基材に向かい順番に、Y₂O₃安定化ジルコニア溶射層、合金層、セラミックスと合金の混合層、合金層の4層構造をもち、遮熱、熱応力緩和、耐食性の機能をもつ。該結合層は重量でAl2～5%、Cr20～30%、Y0.1～1%を含み残部Ni又はNi+Coからなる合金からなる。

【0234】第2段ノズル82および第3段ノズル83も実施例1と同様、重量で、Cr21～24%、Co18～23%、C0.05～0.20%、W1～8%、Al1～2%、Ti2～3%、Ta0.5～1.5%、B0.05～0.15%、および残部不可避の不純物とNiからなるNi基超合金で構成する。特に遮熱コーティング層を設ける必要はないが、第2段ノズルには耐食性を高めるために重量でAl2～5%、Cr20～30%、Y0.1～1%を含み残部Ni又はNi+Coからなる合金からなり合金層を設ける。それぞれ内部冷却孔を有しており、圧縮空気により冷却される。これらの材料の10⁵時間6kgf/mm²の耐用温度は840℃～860℃である。

【0235】本実施例ではタービンディスク11、ター

ビンスタブシャフト34、タービンスタッキングボルトに実施例1で用いたマルテンサイト鋼を用い、タービンディスク12、13には実施例2と同様に重量で、C0.05～0.2%、Si0.5%以下、Mn1%以下、Cr8～13%、Ni3%以下、Mo1.5～3%、V0.05～0.3%、Nb0.02～0.2%、N0.02～0.1%及び残部が実質的にFeからなる全焼戻しマルテンサイト組織を有する耐熱鋼を用いた。

【0236】コンプレッサーブレードは17段で、得られる空気圧縮比は18である。使用燃料として、天然ガス、軽油が使用される。

【0237】本実施例のマルテンサイト鋼は、Ni基合金のようなオーステナイト系材料に比べて熱膨脹率が小さい。タービンディスクにNi基合金に比較し耐熱鋼を使用する本実施例の方が、ディスク系の熱膨脹率が小さいので、スタート時から熱効率が低い発電ができる。また、熱応力を低減し、亀裂の発生、破壊を抑制できる。

【0238】以上の構成によって、前述と同様に総合的に信頼性が高く、より高いバランスを有するガスタービンが得られ、初段タービンノズルへのガス入り口温度が1350℃、初段タービンブレードのメタル温度が850℃、ガスタービンの排ガス温度は600℃であり、定常運転までの時間が短く、そのわずかな時間の短縮がスタート・ストップの頻度の激しいガスタービンではきわめて熱効率の向上に重要なものである。

【0239】発電効率がLHV表示で37%以上の発電用ガスタービンが達成できる。

【0240】また、発電のHHV効率が50%以上であるコンバインド発電プラントが得られる。

【0241】〔実施例6〕図15は本発明に係るガスタービンの空気冷却系統とタービン回転部の断面図である。タービン回転部の構成は図2とほぼ同一である。図示されていないが本実施例におけるガスタービンの主な構成は空気圧縮機、燃焼器及びタービンを有する。更に、詳細な部品としてタービンスタブシャフト、タービンスタッキングボルト、タービンスペーサ、ディスタントピース、コンプレッサーディスク、コンプレッサーブレード、コンプレッサースタッキングボルト、コンプレッサースタブシャフト、タービンディスクを有し、コンプレッサーディスクが17段、タービンブレードが3段である。4段に対しても同様に実施できる。

【0242】本実施例では、図15の矢印で示した空気の流れに示すように圧縮機にて圧縮された空気を用いて各部品が冷却される。初段ノズル81、第2段ノズル82では空気は外側のサイドウォールより流入し、翼部より排出される。2段ノズルは内側のサイドウォールに渡って冷却される。第3段ノズル83では空気は外側のサイドウォールより流入し、内側のサイドウォールより出てスペーサ部分より外側に排出される。初段ブレード51は圧縮された空気がタービンディスク11の中心部か

らその側壁を通り、スペーサ18部分を通して、ブレード内部に設けられた冷却孔を通してその先端と翼部のトレーリング部より排出されることによりブレード及びディスクがともに冷却される。ブレードにおいてはシールフィンより燃焼ガスが内部に流入しないように空気が流される。第2段ブレード52も同様にタービンディスク12からスペーサ18を通してブレード内部に設けられた冷却孔を通して先端部より排出され、冷却される。第3段ブレード53には冷却孔はないが、タービンディスク13の中心部からその側壁を通り、シールフィンを通してこれらを冷却しながら燃焼ガスとともに排熱回収ボイラに入り、そこで水蒸気が形成され、蒸気タービンの動力源となる。

【0243】本実施例におけるタービンディスク11、12、13に用いる材料として表12に示す組成（重量＊

| No. | 組 成（重量％） | | | | | | | | | | |
|-----|----------|------|------|------|------|-----|------|------|------|-------|----|
| | C | Si | Mn | Cr | Ni | Mo | V | Nb | N | Mn/Ni | Fe |
| 1 | 0.12 | 0.01 | 0.24 | 11.5 | 2.75 | 2.0 | 0.20 | 0.07 | 0.05 | 0.08 | 残部 |
| 2 | 0.10 | 0.02 | 0.38 | 11.8 | 2.09 | 2.0 | 0.29 | 0.05 | 0.07 | 0.18 | " |
| 3 | 0.10 | 0.09 | 0.71 | 12.0 | 2.41 | 1.9 | 0.29 | 0.04 | 0.06 | 0.30 | " |
| 4 | 0.08 | 0.15 | 0.82 | 11.9 | 1.82 | 2.5 | 0.27 | 0.06 | 0.07 | 0.51 | " |
| 5 | 0.09 | 0.09 | 0.84 | 11.8 | 2.10 | 2.3 | 0.35 | 0.05 | 0.07 | 0.40 | " |
| 6 | 0.10 | 0.04 | 0.15 | 10.9 | 2.51 | 2.4 | 0.19 | 0.06 | 0.06 | 0.06 | " |

表
12

【0246】表13はこれら試料の機械的性質を示す。No.1及び6は、高温・高圧ガスタービンディスク材として要求される450℃、10⁵h クリープ破断強度（＞50kg/mm²）及び脆化処理後の25℃Vノッチシャルピー衝撃値[4kg-m（5kg-m/cm²）以上]を十分満足することが確認された。Mn/Ni比が0.12以上※

※の高い鋼（試番3～7）の機械的性質を見ると、クリープ破断強度は高温・高圧ガスタービンディスク材として要求される値を満足できるが、脆化後のVノッチシャルピー衝撃値は3.5kg-m以下と低いものであった。

【0247】
【表13】

表 13

| No. | 引張強度 (kg/mm ²) | 0.2%耐力 (kg/mm ²) | 伸 び (%) | 絞 り (%) | 450℃破断強度 (kg-mm ²) |
|-----|-------------------------------|---------------------------------|------------|------------|-----------------------------------|
| 1 | 112.8 | 93.7 | 20.9 | 63.8 | 54.5 |
| 2 | 112.0 | 93.3 | 19.6 | 60.1 | 55.1 |
| 3 | 113.5 | 94.3 | 19.5 | 59.9 | 54.1 |
| 4 | 110.7 | 92.9 | 19.5 | 59.7 | 55.2 |
| 5 | 111.7 | 93.6 | 19.8 | 60.2 | 54.3 |
| 6 | 113.9 | 95.3 | 24.8 | 61.1 | 58.1 |

【0248】（Mn/Ni）比が0.11以下で脆化が急激に改善され、4kg-m（5kg-m/cm²）以上となり、更に0.10以下で6kg-m（7.5kg-m/cm²）以上の優れた特性が得られる最も好ましいものであった。しかし、Mnは脱酸剤及び脱硫剤として欠かせない

ものであり、0.05～0.20%とするのが好ましい。また、脆化後の衝撃値はNi量が2.1%以下ではMn量を減らすことにより衝撃値が若干向上するが、Ni量2.1%を超えた含有量とすることによりMnを減らすことによる効果が顕著である。特に、Ni量が2.4%

以上で、効果が大きい。

【0249】更に、Mn量が0.7%付近ではNi量によらず衝撃値の改善は得られないが、Mn量を0.6%以下にすればMn量が低いほどNi量が2.4%以上で衝撃値の高いものが得られる。特に0.15~0.4%のMn量では2.2%以上のNi量で顕著に向上し、2.4%以上で6kg-m(7.5kg-m/cm²)以上、更に2.5%以上のNi量では(7kg-m/cm²)以上の高い値が得られる。

【0250】450℃×10⁵h クリープ破断強度は、Ni量が2.5%付近までは強度はほとんど影響はないが、3.0%を超えると50kg/mm²を下回り、目標とする強度が得られない。尚、Mnは少ない方が強度が高く、0.15~0.25%付近で最も強化され、高い強度が得られる。

【0251】表12のNo.1の化学組成とほぼ同一の鋼の溶解をカーボン真空脱酸法にて行い、鍛造後、1050℃で2h加熱後、150℃の油中に焼入れし、次いでその温度から520℃で5h加熱後空冷及び590℃で5h加熱後炉冷の焼戻しを行った。このディスクは外径1000mm、厚さ200mmであり、熱処理後図に示す形状に機械加工したものである。このディスクをタービンディスク11, 12, 13に用いた。中心部には冷媒が通る貫通穴が設けられており、更に、スタッキングボルト54の挿入用孔が設けられる。本ディスクの特性は前述と同様に脆化後の衝撃値は8.0kg-m(10kg/cm²)及び450℃×10⁵時間クリープ破断強度は55.2kg/mm²であり、優れた特性を有していた。

【0252】表14は本実施例のガスタービンの各部材に用いた材料組成(重量%)を示すものである。尚、表1

2に示す材料はディスタントピース、コンプレッサーディスク最終段側、タービンスペーサ、タービンスタッキングボルトに用いることができる。いずれの鋼もエレクトロスラグ再溶解法により溶製し、鍛造・熱処理を行った。鍛造は850~1150℃の温度範囲内で、熱処理は表14に示す条件で行った。これら材料の顕微鏡組織は、No.10~15が全焼戻しマルテンサイト組織、No.14及びNo.15が全焼戻しベーナイト組織であった。No.10はディスタントピース及びNo.11最終段のコンプレッサーディスクに使用し、前者は厚さ60mm×幅500mm×長さ1000mm、後者は直径1000mm、厚さ180mm、No.7はディスクとして直径1000mm×厚さ180mmに、No.12はスペーサとして外径1000mm×内径400mm×厚さ100mmに、No.13はタービン、コンプレッサーのいずれかのスタッキングボルトとして直径40mm×長さ500mm、No.13の鋼を用い同様にディスタントピースとコンプレッサーディスクとを結合するボルトも製造した。No.14及び15はそれぞれタービンスタブシャフト及びコンプレッサースタブシャフトとして直径250mm×長さ300に鍛伸した。更に、No.14の合金をコンプレッサーディスク6の13~16段に使用し、No.15の鋼をコンプレッサーディスク6の初段から12段まで使用された。これらはいずれもタービンディスクと同様の大きさに製造した。試験片は熱処理後、試料の中心部分から、No.13を除き、軸(長手)方向に対して直角方向に採取した。この例は長手方向に試験片を採取した。

【0253】

【表14】

表 14

| 実施例 鋼種 | 組 成 (%) | | | | | | | | | | 熱 処 理 |
|-----------------------|-----------|------|------|-------|------|------|------|------|------|----|--|
| | C | Si | Mn | Cr | Ni | Mo | V | Nb | N | Fe | |
| 10 (ディスクトピース) | 0.10 | 0.40 | 0.70 | 11.56 | 1.98 | 1.98 | 0.20 | 0.08 | 0.06 | 残部 | 1050℃×5hOQ 550℃×15hAC 600℃×15hAC |
| 11 (コンプレッサードイスク) | 0.10 | 0.05 | 0.65 | 11.49 | 1.70 | 2.04 | 0.19 | 0.08 | 0.06 | " | 1050℃×8hOQ 550℃×20hAC 600℃×20hAC |
| 12 (タービンペーサ) | 0.09 | 0.07 | 0.59 | 11.57 | 2.31 | 2.22 | 0.18 | 0.09 | 0.06 | " | 1050℃×3hOQ 550℃×10hAC 600℃×10hAC |
| 13 (タービンスタッキングボルト) | 0.10 | 0.03 | 0.69 | 11.94 | 1.86 | 2.25 | 0.21 | 0.15 | 0.05 | " | 1050℃×1hOQ 550℃×2hAC 600℃×2hAC |
| 14 CrMoV鋼 | 0.26 | 0.25 | 0.79 | 1.09 | 0.41 | 1.25 | 0.23 | — | — | " | 975℃×8hWQ 665℃×25hAC 665℃×25hAC |
| 15 NiCrMoV鋼 | 0.20 | 0.21 | 0.36 | 1.51 | 2.78 | 0.62 | 0.10 | — | — | " | 840℃×8hWQ 635℃×25hAC 635℃×25hAC |

【0254】表13はその室温引張、20℃Vノッチシャルピー衝撃およびクリーブ破断試験結果を示すものである。450℃×10⁵h クリーブ破断強度は一般に用いられているラルソンミラー法によって求めた。

【0255】本発明のNo.10~13(12Cr鋼)を見ると、450℃、10⁵hクリーブ破断強度が51kg/mm²以上、20℃Vノッチシャルピー衝撃値が7kg-m/cm²以上であり、高温ガスタービン用材料として必要な強度を十分満足することが確認された。

【0256】次にスタブシャフトのNo.14及び15(低合金鋼)は、450℃クリーブ破断強度は低い、引張強さが86kg/mm²以上、20℃Vノッチシャルピー衝撃値が7kg-m/cm²以上であり、スタブシャフトとして必要な強度(引張強さが81kg/mm²、20℃ノッチシャルピー衝撃値が5kg-m/cm²)を十分満足することが確認された。

【0257】

【表15】

| 実施例 | 引張強度 (kg/mm ²) | 0.02%耐力 (kg/mm ²) | 伸び (%) | 絞り (%) | 衝撃値 v E ₂₀ (kg-m/cm ²) | 10 ⁵ hクリープ 破断強度(kg/mm ²) 450℃ |
|-----|-------------------------------|----------------------------------|-----------|-----------|--|--|
| 10 | 112.0 | 79.3 | 19.8 | 60.1 | 8.7 | 51.1 |
| 11 | 111.7 | 79.5 | 20.1 | 59.3 | 8.3 | 52.3 |
| 12 | 114.3 | 81.2 | 19.5 | 62.9 | 7.2 | 51.3 |
| 13 | 115.7 | 82.6 | 22.3 | 63.4 | 8.7 | 52.7 |
| 14 | 88.4 | — | 26.7 | 68.8 | 7.5 | 32.2 |
| 15 | 86.8 | 77.1 | 26.9 | 69.1 | 18.2 | 23 |

図
16

【0258】ディスタントピースの温度及び最終段のコンプレッサーディスクの温度は最高450℃となる。前者は25～30mm及び後者は40～70mmの肉厚が好ましい。タービン及びコンプレッサーディスクはいずれも中心に貫通孔が設けられる。タービンディスクには貫通孔に圧縮残留応力が形成される。

【0259】タービンブレード、ノズル、燃焼器ライナ、コンプレッサーブレード、ノズル、シュラウドセグメント、ダイヤフラムは表16に示す各合金を用いた。

【0260】前述の様に、タービンディスクを冷却することによって強化に対して合金元素を低い含有量に押え

たマルテンサイト鋼を使用できることから高い靱性を有するので、起動・停止運転に際して急速な起動と停止を行うことができ、起動停止時の時間を短縮できる。

【0261】以上の材料の組合わせによって構成した本発明のガスタービンは、定格出力150MW、定格回転数3600rpm、圧縮比3.7、初段ノズル入口のガス温度約1260℃で、34.5%の熱効率(LHV)が得られる。

【0262】

【表16】

表 16

| | C | Si | Mn | Cr | Ni | Co | Fe | Mo | B | W | Ti | その他 |
|---------------------|----------|------|------|-------|-------|------|-------|------|-------|------|------|----------------|
| タービンブレード | 0.15 | 0.11 | 0.12 | 15.00 | 残部 | 9.02 | — | 3.15 | 0.015 | 2.55 | 4.11 | Zr0.05, Al5.00 |
| タービンノズル | 0.43 | 0.75 | 0.66 | 29.16 | 10.18 | 残部 | — | — | 0.010 | 7.11 | 0.23 | Nb0.21, Zr0.15 |
| 燃焼器ライナ | 0.07 | 0.83 | 0.75 | 22.13 | 残部 | 1.57 | 18.47 | 9.12 | 0.008 | 0.78 | — | — |
| コンプレッサー ブレード、ノズル | 0.11 | 0.41 | 0.61 | 12.07 | 0.31 | — | 残部 | — | — | — | — | — |
| シュラウドセグメント | (1) 0.08 | 0.87 | 0.75 | 22.16 | 残部 | 1.89 | 18.93 | 9.61 | 0.005 | 0.85 | — | — |
| | (2) 0.41 | 0.85 | 1.00 | 23.55 | 26.63 | — | 残部 | — | — | — | 0.25 | Nb0.33 |
| ダイヤフラム | 0.025 | 0.81 | 1.75 | 19.85 | 11.00 | — | " | — | 1 | — | — | — |

【0263】また、本実施例のタービンディスク13を * 【0264】
表17に示すマルテンサイト鋼を用いることができる。 * 【表17】

表 17

| No. | C | Si | Mn | Ni | Cr | Mo | V | N | Fe |
|-----|------|------|------|------|-------|------|------|-------|----|
| 1 | 0.11 | 0.20 | 0.70 | 1.67 | 11.70 | 3.03 | 0.20 | 0.101 | 残部 |
| 2 | 0.08 | 0.07 | 0.10 | 2.58 | 11.49 | 1.88 | 0.20 | — | " |

【0265】本実施例記載のガスタービンに対し、実施例1に記載の高低圧一体型蒸気タービンとを組合せたコンバインド発電により、発電端熱効率は約47%であった。尚、高低圧一体型蒸気タービンの主な仕様は、蒸気温度が538℃、最終段動翼の翼部長さが33.5インチである。

【0266】

【発明の効果】本発明によれば、高強度マルテンサイト鋼が得られ、タービンノズル入り口温度1400~1650℃での各種温度のガスタービン用タービンディスクに採用することにより、LHV表示で37%以上の高効率ガスタービンを得ることができる。更に、適切な材料

からなるロータシャフト、最終段ブレードとの組合せからなる高中低圧一体型蒸気タービンと組合せによって発電のHHV熱効率50%以上のコンバインド発電システムが達成できる。

【図面の簡単な説明】

【図1】水蒸気冷却によるコンバインド発電システム構成図。

【図2】水蒸気冷却によるガスタービンの回転部断面図。

【図3】クリープ破断強度を示す線図。

【図4】FATTとNi量との関係を示す線図。

【図5】FATTとW量との関係を示す線図。

【図6】衝撃値とNi量との関係を示す線図。

【図7】衝撃値とNi量との関係を示す線図。

【図8】高中低圧一体型蒸気タービンの平面図。

【図9】高中低圧一体型蒸気タービン用ロータシャフトの平面図。

【図10】蒸気タービン用長翼の斜視図。

【図11】図10の蒸気タービン用長翼の側面図。

【図12】クローズド空気冷却によるコンバインド発電システム構成図。

【図13】空気冷却によるガスタービンの回転部断面図。

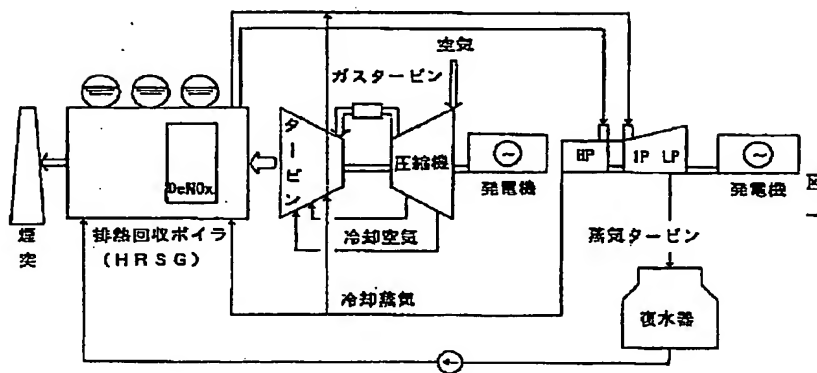
【図14】水蒸気冷却によるコンバインド発電システム構成図。

【図15】空気冷却によるガスタービンの回転部断面図。

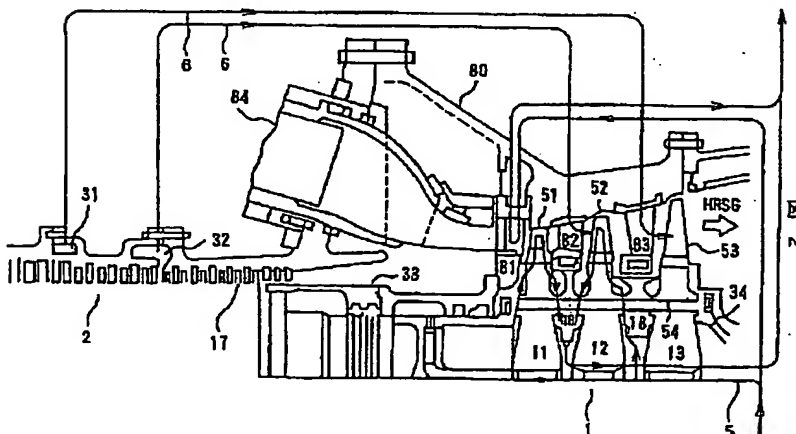
【符号の説明】

1…タービンロータ、2…圧縮機ロータ、11、12、13…タービンディスク、18…スペーサ、51…初段ブレード、52…第2段ブレード、53…第3段ブレード、81…初段ノズル、82…第2段ノズル、83…第3段ノズル。

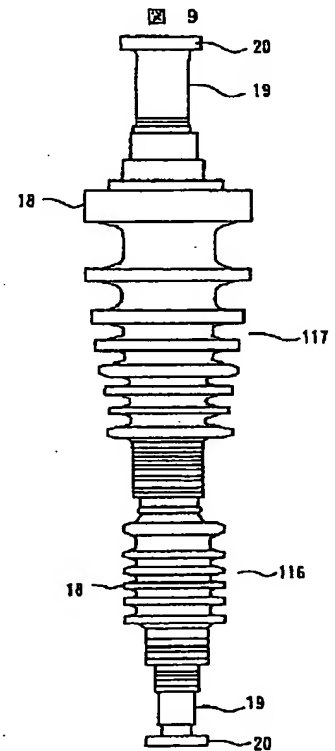
【図1】



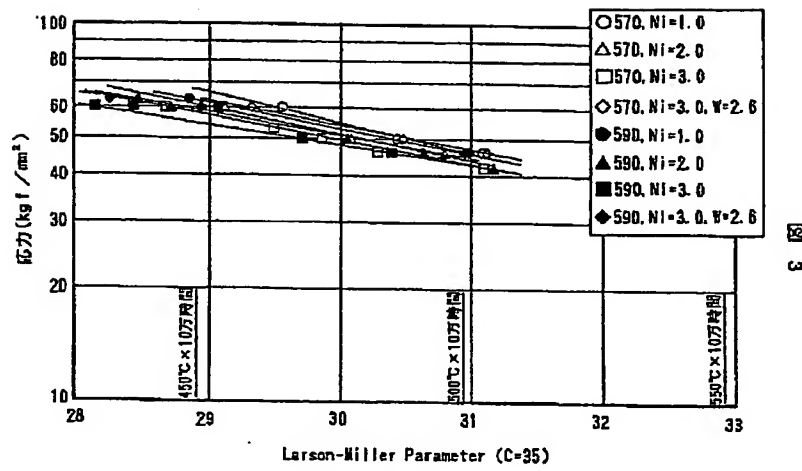
【図2】



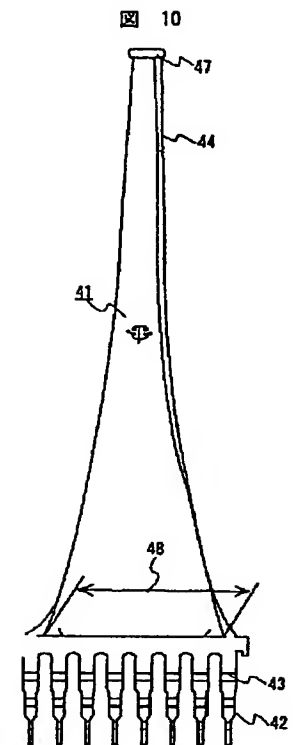
【図9】



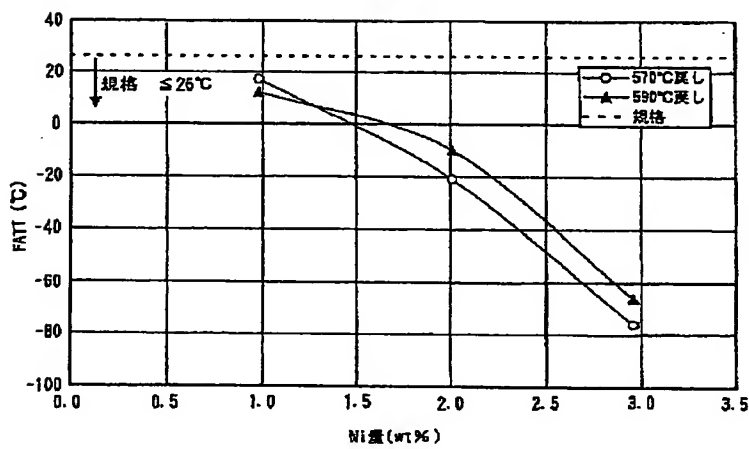
【図3】



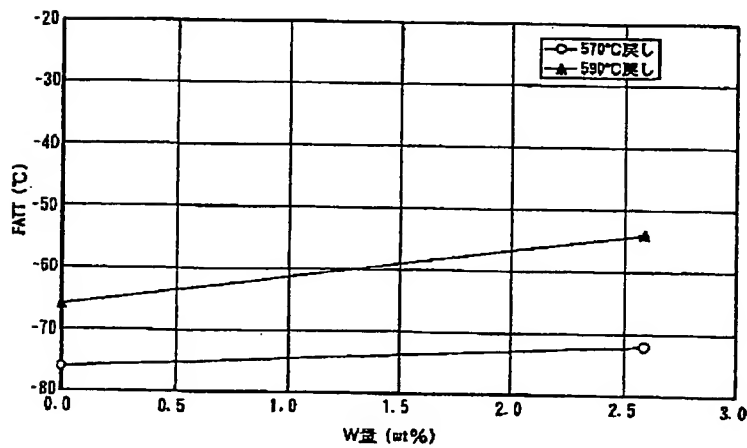
【図10】



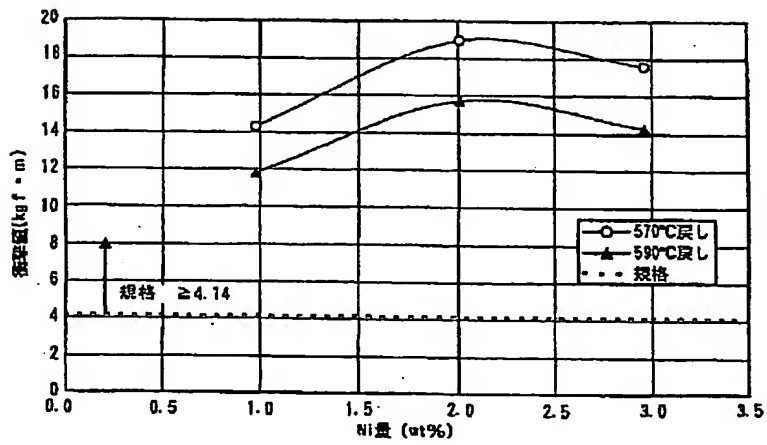
【図4】



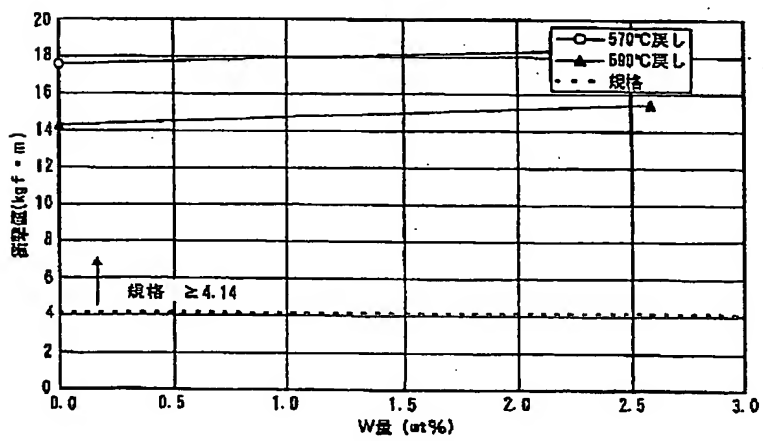
【図5】



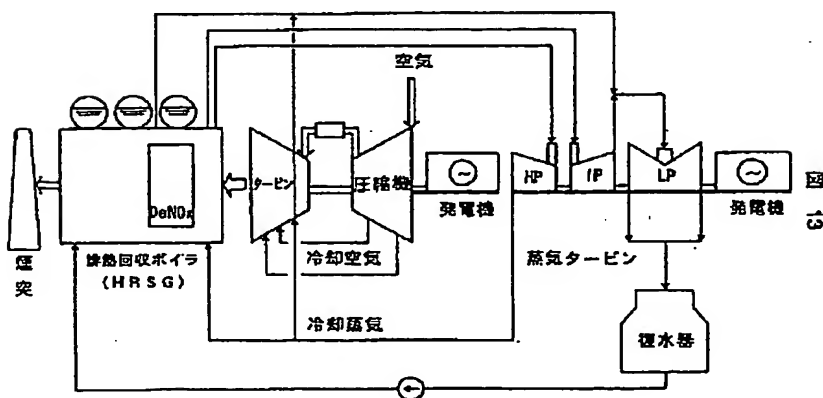
【図6】



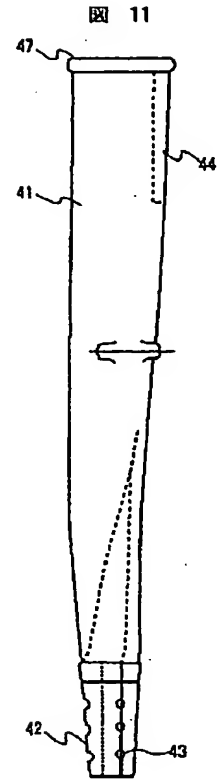
【図7】



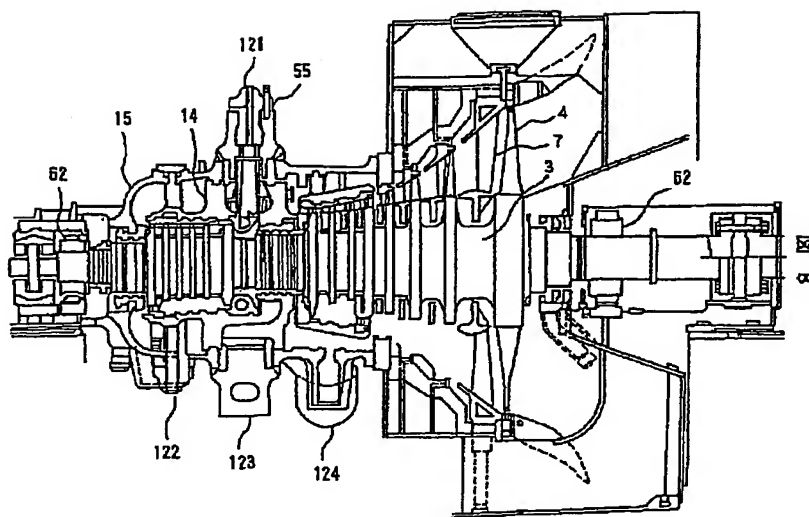
【図13】



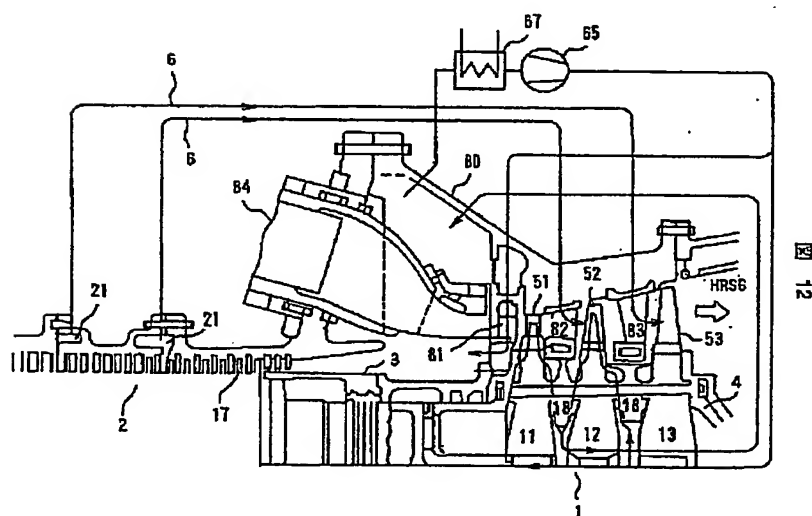
【図11】



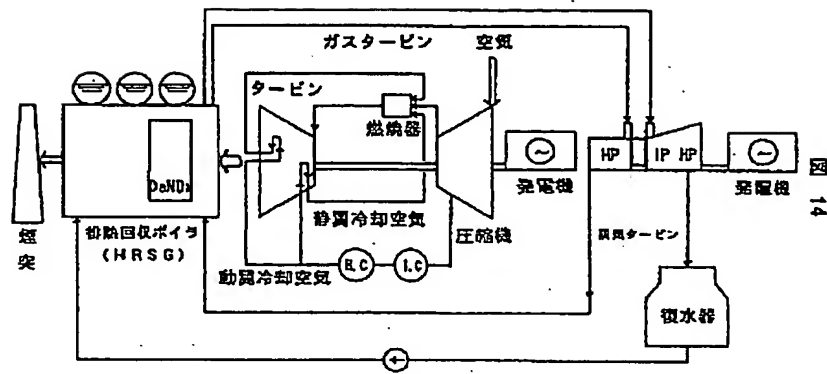
【図 8】



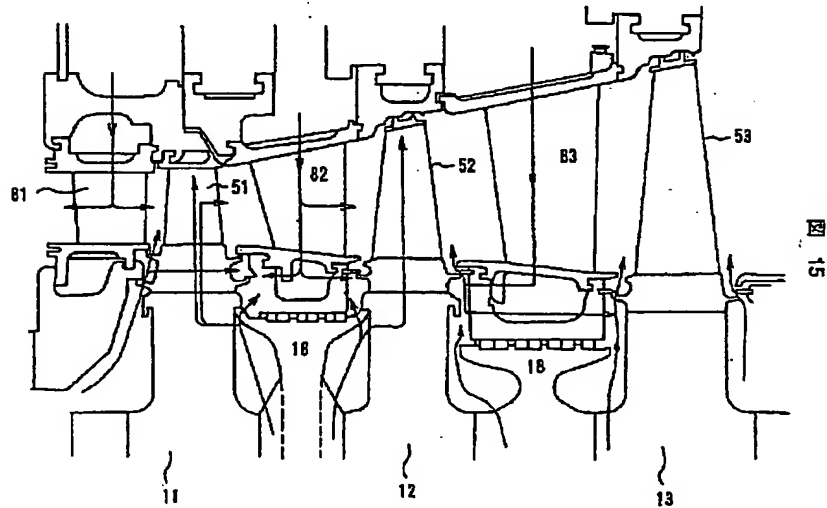
【図 12】



【図14】



【図15】



フロントページの続き

(72)発明者 中村 重義
茨城県日立市大みか町七丁目1番1号 株
式会社日立製作所日立研究所内

(72)発明者 平賀 良
東京都千代田区神田駿河台四丁目6番地
株式会社日立製作所内

(72)発明者 小野田 武志
茨城県日立市幸町三丁目1番1号 株式会
社日立製作所日立工場内

Fターム(参考) 3G002 AA02 AA11 AB00 EA06

【公報種別】特許法第17条の2の規定による補正の掲載

【部門区分】第3部門第4区分

【発行日】平成15年6月13日(2003. 6. 13)

【公開番号】特開2000-204447(P2000-204447A)

【公開日】平成12年7月25日(2000. 7. 25)

【年通号数】公開特許公報12-2045

【出願番号】特願平11-2587

【国際特許分類第7版】

G22C 38/00 302

38/52

38/54

F01D 5/28

【FI】

G22C 38/00 302 Z

38/52

38/54

F01D 5/28

【手続補正書】

【提出日】平成15年2月26日(2003. 2. 26)

【手続補正1】

【補正対象書類名】明細書

【補正対象項目名】特許請求の範囲

【補正方法】変更

【補正内容】

【特許請求の範囲】

【請求項1】重量で、C0.05～0.20%、Si0.5%以下、Mn0.6%以下、Ni0.5～4.0%、Cr8～13%、Mo4%以下、V0.1～0.4%、Nb0.06～0.25%、Co1～5%及びN0.025～0.125%を含むことを特徴とする高強度マルテンサイト鋼。

【請求項2】請求項1において、酸素0.020重量%以下及び水素0.003重量%以下を含むことを特徴とする高強度マルテンサイト鋼。

【請求項3】請求項1または2において、更に重量でW1～5%及びB0.0005～0.01%の少なくとも一方を含むことを特徴とする高強度マルテンサイト鋼。

【請求項4】請求項3において、W/Moの比が2～5よりなることを特徴とする高強度マルテンサイト鋼。

【請求項5】請求項1～4のいずれかに記載のマルテンサイト鋼により形成されたことを特徴とするガスタービン用タービンディスク。

【請求項6】請求項5に記載のタービンディスクを備えたことを特徴とする発電用ガスタービン。